# ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ



**Jacek SŁANIA** 

SZYBKOŚĆ STYGNIĘCIA A OBJĘTOŚĆ WZGLĘDNA FERRYTU WYSOKOCHROMOWEGO W SPOINACH STALI AUSTENITYCZNYCH CHROMOWO-NIKLOWYCH ODPORNYCH NA KOROZJĘ





POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYTY NAUKOWE NR 1664

# SZYBKOŚĆ STYGNIĘCIA A OBJĘTOSĆ WZGLĘDNA FERRYTU WYSOKOCHROMOWEGO W SPOINACH STALI AUSTENITYCZNYCH CHROMOWO–NIKLOWYCH ODPORNYCH NA KOROZJĘ

*Opiniodawcy* Prof. dr hab. inż. Jerzy NOWACKI Prof. dr hab. inż. Włodzimierz WALCZAK

#### Kolegium redakcyjne

Redaktor naczelny – Prof. dr hab. inż. Andrzej BUCHACZ Redaktor działu – Dr hab. inż. Ryszard NOWOSIELSKI Prof. nzw. w Politechnice Śląskiej Sekretarz redakcji – Mgr Elżbieta LEŚKO

*Redakcja* Mgr Kazimiera SZAFIR

*Redakcja techniczna* Alicja NOWACKA

Wydano za zgodą Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0434-0817

© Copyright by Jacek SŁANIA Gliwice 2005

## SPIS TREŚCI

	Wykaz ważniejszych oznaczeń	5
1.	Wprowadzenie	/
2.	Stale austenityczne chromowo – niklowe odporne na korozję i ich spawalność	9
2.1.	Ogólna charakterystyka stali austenitycznych chromowo – niklowych odpornych na korozie	9
22	Struktura stali austenitycznych chromowo – niklowych odpornych na korozie	11
23	Ferryt wysokochromowy w spoinach stali austenitycznych	15
2.3.1.	Wyznaczanie objętości względnej ferrytu na podstwie składu chemicznego	17
2.3.2.	Związek między warunkami stygnięcia, a objętością względną ferrytu w złączach	20
222	Spawanych	20
2.3.3.	Cientre process snawshites	24
2.4.	Dedenie procesy spawanicze	27
2.5	Podsumowanie przegrądu meratury	27
3.	l eza, cel 1 zakres pracy	33
4.	Metodyka badan	33
4.1	Material, przygotowanie probek oraz plan badan	33
4.2	Metodyka badan strukturalnych	39
4.3	Metodyka badan zawartosci pierwiastkow	41
4.4.	Metodyka rejestracji cykli cieplnych spawania	41
4.5.	Metodyka analizy termicznej i derywacyjnej	43
4.6.	Metodyka badan symulacyjnych	44
5.	Wyniki badań i ich omówienie.	46
5.1.	Wyniki badan wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na objętość względną ferrytu w	
	spoinie	46
5.2.	Wyniki badań strukturalnych	49
5.3.	Wyniki badań składu chemicznego spoiny	52
5.4.	Wyniki badań metodą spektrometru dyspersji energii	55
5.5.	Wyniki rejestracji cykli cieplnych spawania	61
5.5.1.	Zależność wzrostu objętości względnej ferrytu od czasu stygnięcia	(0
	spoiny	09
5.5.2.	Rownanie Johnsona – Mehla – Avramiego	/1
5.5.3.	Energia aktywacji dyfuzji i wspołczynnik dyfuzji	74
5.5.4.	Szybkość przemieszczania się granicy faz	/6
5.5.5.	Obliczenie czasu t = 1,1 $t_{650-350}$ na podstawie wynikow uzyskanych metodą spektrometru dyspersji energii	78
5.6.	Wyniki analizy termicznej krystalizacji metalu spoiny	81
5.7.	Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w spoinach blach spawanych z zastosowaniem podgrzewania wstępnego $T_0 \approx 450^{\circ}$ C	91
5.8.	Wyniki badań symulacyjnych.	92
6.	Równania regresii i nomogramy uściślające objętość względną ferrytu	
	wysokochromowego wyznaczoną na podstawie wykresu Schaefflera	97
7.	Model matematyczny rozkładu ferrytu w spoinie	111
8.	Podsumowanie i wnioski	117
8.1.	Podsumowanie	117
8.2.	Wnioski	122
	Literatura	123
	Streszczenia	139

#### CONTENTS

	A list of more important symbols	5
1.	Introduction	7
2.	Chromium-nickel austenitic steels and their weldability	9
2.1.	General characteristic of chromium-nickel austenite stainless steels	
2.2	Composition of the antiput of the state of t	9
2.2.	Structure of chromium-nickel austenite stainless steels	11
2.3.	High-chromium territe in welds of austenitic steels	15
2.3.1	Determination of ferrite relative volume on the basis of chemical constitution of a	17
	Weld	17
2.3.2	Relation between cooling conditions and territe contents in welded joints	20
2.3.3.	Application of computer simulation for determination of a weld structure	22
2.4	Thermal welding processes	24
2.5.	Summary of literature preview	27
3.	Thesis, purpose and domain of the research	33
4	Research methods	35
4.1	Material samples and plan of research	35
42	Structural testing methods	39
43	Flements contents testing methods	41
44	Recording of welding thermal cycles	41
1.1.	Thermal and derivational analysis method	43
46	Simulation research methods	44
5	Results and discussion	46
5.1	Results of research into effect of gas ionisation potential energy input and heat	10
	abstraction on ferrite relative volume in a weld	
		46
5.2.	Results of structural testing	49
5.3.	Results of chemical constitution of a tested welds	52
5.4.	Results of energy dispersive spectrometry method testing	55
5.5.	Results of recording of welding thermal cycles	61
5.5.1.	Dependence of increase of ferrite relative volume on weld cooling time	60
5.5.2.	Johnson - Mehl – Avrami equation	71
5.5.3.	Diffusion activation energy and diffusion coefficient.	74
5.5.4.	Phase boundary displacement rate	76
5.5.5.	Calculation of $t = 1.1t_{450,150}$ time on the basis of the results received from energy	
	dispersive spectrometry testing	78
	Dec. 16 - Colomerations of Historic Countil model and a state	0.1
5.0.	Results of thermal crystallisation of weld metal analysis	81
5.7.	Results of measurements of ferrite relative volume in weided sheet weids at	0.1
	preheating temperature $T_0 \approx 450$ °C	91
5.8.	Results of simulation research.	92
6.	Regression equation and nomograms specifying precisely the high-chromium ferrite	07
7	Mathematical model of famile distribution is a world	97
1.	Mainematical model of ferrite distribution in a weld	117
0.	Summary and conclusions.	117
0.1.	Summary	117
8.2.	Conclusions	122
	Al et a de	123
	ADSITACIS	139

### WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ

 $\lambda$  – współczynnik przewodzenia ciepła,  $J \cdot m^{-1} \cdot s^{-1} \cdot K^{-1}$  $\alpha = \frac{\lambda}{c\gamma}$  - współczynnik przewodzenia temperatury,  $m^2 \cdot s^{-1}$ 

c – ciepło właściwe w stanie stałym,  $J \cdot g^{-1} \cdot K^{-1}$ 

 $\gamma$  – gęstość, kg · m<sup>-3</sup>

 $q = 0.24 \eta I U$  - efektywna moc źródła ciepła,  $J \cdot s^{-1}$ 

η – współczynnik nagrzewania łukiem elektrycznym

I - natężenie prądu spawania, A

U - napięcie łuku, V

s - grubość blach, mm

 $d_f$  – średnica ziarna po czasie t, µm

d<sub>0</sub> - średnica początkowa ziarna, μm

k – stała Boltzmanna,  $(1,38*10^{-23}J\cdot K^{-1})$ 

Q – energia aktywacji dyfuzji,  $kJ mol^{-1}$ 

```
R – stała gazowa, (8,3143J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1})
```

t – czas, s

 $V_{liq}$  – szybkość stygnięcia w temperaturze likwidus,  $K \cdot s^{-1}$ 

 $V_{sol}$  - szybkość stygnięcia w temperaturze solidus,  $K \cdot s^{-1}$ 

 $v_c$  – prędkość przesuwu źródła ciepła,  $m \cdot s^{-1}$ 

T-temperatura, K, °C

Todl – najwyższa temperatura zarejestrowana przy odlewaniu, K, °C

 $T_L$  – temperatura likwidus, °C

T<sub>E(S)</sub> - temperatura przemiany eutektycznej (solidus), K,°C

T<sub>K</sub> – temperatura końca krystalizacji, K,°C

 $T'_p$  – temperatura początku przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$ , K, °C

 $T'_k$  – temperatura końca przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$ , K, °C

T"<sub>p</sub> – temperatura początku przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$ , K, °C

.

- T"<sub>k</sub> temperatura końca przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$ . K, °C
- D współczynnik dyfuzji,  $m^2 \cdot s^{-1}$
- D<sub>0</sub> czynnik częstości,  $m^2 \cdot s^{-1}$
- l długość, m
- V-objetość wzgledna fazy, %
- G-entalpia swobodna, eV, J

#### **1. WPROWADZENIE**

Stale austenityczne chromowo – niklowe należą do materiałów metalowych odpornych na korozję, charakteryzujących się własnościami niemagnetycznymi, dużą podatnością na odkształcenia plastyczne i dobrymi cechami technologicznymi. Wymienione cechy decydują o powszechnym ich zastosowaniu do budowy różnorodnych urządzeń przemysłu chemicznego, spożywczego, energetyki konwencjonalnej i jądrowej oraz innych, eksploatowanych w środowiskach aktywnych chemicznie. Typowe stale austenityczne zawierające około 0,1% C, 18 do 20% Cr i 8% Ni są odporne na korozję w środowiskach utleniających, tj. roztworów kwasów organicznych i nieorganicznych tlenowych, np. HNO<sub>3</sub>, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> i innych. Natomiast nie są one odporne na korozję w kwasach redukujących, np. HCl i HF oraz w roztworach chlorków, jodków oraz wody morskiej. Odporność na korozję w wodzie morskiej polepsza się wydatnie przez wprowadzenie do stali 2 do 3% Mo, co jednak może prowadzić do wystąpienia w strukturze oprócz austenitu pewnego udziału ferromagnetycznego ferrytu wysokochromowego.

Urządzenia oraz instalacje technologiczne z tych stali wytwarza się głównie technologiami spawalniczymi, przy czym złącza spawane powinny posiadać własności mechaniczne nie odbiegające od własności mechanicznych spawanych materiałów, a spoiny skład chemiczny i fazowy zapewniający maksymalną odporność na korozję spawanych urządzeń, zbliżony do składu chemicznego i odporności na korozję łączonych materiałów.

Skład chemiczny spoin zależy od składu chemicznego zastosowanych do spawania materiałów dodatkowych, a ich skład fazowy także od warunków cieplnych stygnięcia spoin. Oddziaływanie składu chemicznego materiałów dodatkowych do spawania na strukturę i skład fazowy spoin w funkcji ekwiwalentnych zawartości Cr i Ni można określić na podstawie wykresów Schaefflera, De Longa i WRC – 92 lub z innych zależności uwzględniających odpowiednio stężenia pierwiastków austenitotwórczych i ferrytotwórczych zarówno w stali, jak i w materiałach dodatkowych do spawania. Wymienione wykresy i zależności zostały opracowane dla stałych warunków cieplnych stygnięcia spoiny. W rzeczywistości proces spawania łączonych elementów prowadzony jest przy różnych warunkach odprowadzenia ciepła, przez co zachodzące po spawaniu przemiany dyfuzyjne wymagają uwzględnienia, obok składu chemicznego, również szybkości stygnięcia spoin. Dotychczas znane są przemiany fazowe zachodzące w stalach austenitycznych w warunkach równowagi, które niekoniecznie odpowiadają warunkom stygnięcia spoin. Omawiane stale

7

uzyskują w procesie krzepniecia strukturę ferrytu, który ulega przemianie dyfuzyjnej w austenit. Struktura austenityczna jest zachowana w wyniku przesycania w wodzie. Zatrzymany w wyniku przesycania austenit jest metastabilny i w temperaturze podwyższonej, umożliwiającej przebieg dyfuzji wakansowej, ulega przemianie w fazę  $\sigma$  i równowagową fazę γ, przy jednoczesnym pogorszeniu odporności na pękanie i korozję. Spoiny bezpośrednio po zakrzepnięciu mają strukturę ferrytu lub austenitu i ferrytu, który ulega wymagającej czasu przemianie dyfuzyjnej w austenit. Wówczas przyspieszone chłodzenie z temperatury solidus może doprowadzić do zachowania w strukturze spoin pewnej objętości względnej ferrytu i zablokowania dalszych przemian zachodzących w niższej temperaturze. W przypadku wolniejszego stygnięcia spoiny mogą zaistnieć odpowiednie warunki do całkowitej przemiany ferrytu w austenit, a następnie w temperaturze niższej od 650°C przemiany austenitu w ferryt. W niektórych przypadkach przy spawaniu, ze względu na mały skurcz i mały współczynnik rozszerzalności cieplnej, objętość względna ferrytu w ilości 3-8% w strukturze spoin jest pożądana ze względu na zwiększenie odporności spoin na pękanie gorące i korozję międzykrystaliczną, natomiast jego objetość względna powinna być ograniczana ze względu na występowanie "kruchości 475" i fazy σ. Wynika stąd, że objętość względna ferrytu w spoinie powinna być starannie dobierana i kontrolowana, zależnie od rodzaju konstrukcji i warunków jej eksploatacji. Jest to możliwe w przypadku zbadania i określenia ilościowego wpływu, obok składu chemicznego spoiny, również warunków cieplnych jej stygnięcia na przemiany dyfuzyjne w niej zachodzące. Opracowanie na podstawie wyników badań kryterium charakteryzującego szybkość stygnięcia spoiny oraz wykorzystanie go do uściślenia objętości względnej ferrytu wyznaczonego na podstawie składu chemicznego stanowi istotną pomoc przy rozwiązywaniu zagadnień badawczych związanych ze spawaniem austenitycznych stali chromowo – niklowych odpornych na korozję oraz posiada szerokie znaczenie utylitarne.

## 2. STALE AUSTENITYCZNE CHROMOWO-NIKLOWE ODPORNE NA KOROZJĘ I ICH SPAWALNOŚĆ

# 2.1. Ogólna charakterystka stali austenitycznych chromowo-niklowych odpornych na korozję

Stale austenityczne chromowo – niklowe odporne na korozję są stosowane do budowy urządzeń przemysłu chemicznego, spożywczego, energetyki konwencjonalnej i jądrowej oraz innych, eksploatowanych w środowiskach aktywnych chemicznie. Wytworzone z tych stali produkty hutnicze w postaci blach grubych i cienkich walcowanych na gorąco lub na zimno, prętów okrągłych i profilowych, drutu i innych poddaje się przesycaniu z temperatury stabilności fazy  $\gamma$  w wodzie [1, 2]. Omawiane stale, zawierające około 0,1% C, 18 do 20% Cr i 8 do 10% Ni, mają strukturę austenityczną stabilną w szerokim zakresie temperatury, także w temperaturze obniżonej, własności niemagnetyczne oraz większą odporność na korozję w porównaniu ze stalami wysokochromowymi. Ponadto sieć regularna ściennie centrowana A1 austenitu decyduje o tym, że ta grupa stali odpornych na korozję (kwasoodpornych) cechuje się bardzo dobrą podatnością na obróbkę plastyczną na gorąco i na zimno oraz na odkształcenia technologiczne.

W związku z wysoką ceną niklu stale austenityczne Cr-Ni są drogie, a stosunkowo małe własności wytrzymałościowe fazy y decydują o ciągłych poszukiwaniach nowych rozwiązań, pozwalających przynamniej na częściowe zastąpienie Ni innymi składnikami, przy jednoczesnym polepszeniu własności wytrzymałościowych i odporności na korozję tych materiałów [1]. Zakresy stabilności fazy γ ulegają istotnej zmianie w wyniku wprowadzenia do stali dodatkowych składników. Pierwiastki austenitotwórcze, takie jak: C, N, Mn i Cu, poszerzają zakres stężeniowy stabilności fazy γ, przez co zawartość Ni w stali może być odpowiednio mniejsza. Natomiast pierwiastki ferrytotwórcze, tj.: Mo, W, Si, Ti, Nb i V, wprowadzone do stali w celu zwiększenia własności wytrzymałościowych i odporności na korozję powodują zawężenie zakresu stabilności fazy γ, często przy niekorzystnym zwiększeniu skłonności austenitu do wydzielania się faz  $\sigma$ ,  $\chi$ , Lavesa i innych. Zachowanie jednofazowej struktury y wymaga wprowadzenia do stali odpowiednio dużej zawartości niklu. W przeciwnym przypadku stal uzyskuje strukturę dwufazową, tj. austenitu z pewnym udziałem metastabilnego ferrytu wysokochromowego a. Obecność fazy a polepsza korozję międzykrystaliczną, wprawdzie odporność na spawalność i własności

wytrzymałościowe stali, lecz w temperaturze podwyższonej wykazuje skłonność do kruchości 475°C, a w temperaturze ponad 600°C ulega przemianie w fazę  $\sigma$  i austenit zubożony w chrom [1].

Różnorodne oddziaływanie składników stopowych na umocnienie roztworu stałego oraz stabilność austenitu zarówno w temperaturze obniżonej, jak i podwyższonej zadecydowało o konieczności opracowania dość licznych gatunków stali austenitycznych odpornych na korozję w środowiskach o zróżnicowanej aktywności chemicznej.

Najmniejszą wartość granicy plastyczności około 175 do 195 MPa mają bezwęglowe stale austenityczne Cr-Ni, zmniejszającą się do około 80 MPa w temperaturze 550°C. Wyraźny wpływ na podwyższenie własności wytrzymałościowych wywiera zwiększenie stężenia w stali azotu do około 0,2%, bez pogorszenia ich odporności na korozję międzykrystaliczną. Stal z podwyższonym stężeniem azotu wykazuje w temperaturze pokojowej  $R_{0,2}$  około 270 MPa, malejącą do 118 MPa w 550°C. Pewien wpływ na zwiększenie własności wytrzymałościowych ma także podwyższone stężenie węgla, jednak stale tego typu bez stabilizacji Ti lub Nb wykazują brak odporności na korozję międzykrystaliczną w temperaturze podwyższonej. Stal tego typu wykazuje w temperaturze 100°C  $R_{0,2}$  około 175 MPa, malejącą do 108 MPa w 550°C [1].

Polepszenie własności wytrzymałościowych oraz odporności na korozję wżerową w środowiskach zawierających jony chlorkowe powoduje Mo, wprowadzany do stali Cr-Ni w ilości 2 do 3%, a w niektórych przypadkach nawet do 5%. Granica plastyczności tych stali zmienia się z 200 MPa w temperaturze pokojowej do 165 MPa w temperaturze 100°C i 100 MPa w temperaturze 500°C. Oddziaływanie ferrytotwórcze tego pierwiastka sprawia, że zachowanie jednofazowej struktury austenitu wymaga wprowadzenia do stali Cr-Ni-Mo dostatecznie dużej zawartości Ni i N. Obecność azotu w ilości około 0,2% w stali zawierającej około 17% Cr, 10 do 12% Ni oraz 2 do 2,5% Mo powoduje zwiekszenie jej granicy plastyczności z około 200 do ponad 280 MPa w temperaturze pokojowej, zmniejszającej się łagodnie do nieco ponad 135 MPa w 550°C. Zbliżone własności mechaniczne w temperaturze pokojowej ma także stal o stężeniu około 0,2% N oraz 4 do 5% Mo. Jednak granica plastyczności tej stali maleje stosunkowo szybko wraz z podwyższeniem temperatury z ponad 280 MPa do około 150 MPa w 400°C. Stabilizacja stali Cr-Ni-Mo o stężeniu węgla ≤0,08% za pomocą Ti lub Nb nie powoduje tak wyraźnego zwiększenia własności wytrzymałościowych w temperaturze pokojowej, jak w przypadku stali Cr-Ni. Zwiększa jednak granicę plastyczności w zakresie temperatury od 100 do 500°C. Granica plastyczności tej stali wynosi 185 MPa w temperaturze 100°C i maleje do 127 MPa w

temperaturze 550°C. Stale z dodatkiem Mo mają dobrą odporność na korozję w środowiskach zawierających jony Cl, np. w wodzie morskiej, lecz nie zaleca się ich stosowania w przypadku roztworów kwasu azotowego oraz atmosfer gazowych zawierających azot atomowy. Odporność na korozję stali austenitycznych można także poprawić przez dodatek Cu. Miedź jako pierwiastek austenitotwórczy pozwala na zmniejszenie zawartości niklu, bez wyraźnego wpływu na własności wytrzymałościowe stali. Skuteczność oddziaływania Cu zwieksza się wydatnie w przypadku stali Cr-Ni-Mo z podwyższonym stężeniem azotu. Stale zawierające od 17 do 26% Cr, 10 do 26% Ni, 2,5 do 7% Mo oraz 1 do 4% Cu i 0,18 do 0,25% N cechuja się najlepszą odpornością na korozję w różnorodnych środowiskach aktywnych chemicznie oraz wysokimi własnościami wytrzymałościowymi w temperaturze pokojowej, w tym R<sub>0.2</sub> ponad 300 MPa i R<sub>m</sub> od 600 do 850 MPa, przy zmniejszonej nieco plastyczności. W temperaturze około 500°C granica plastyczności tych stali maleje do wartości uzyskiwanych przez stale Cr-Ni z azotem oraz stale stabilizowane Cr-Ni i Cr-Ni-Mo. Nikiel w stalach austenitycznych można także zastąpić częściowo manganem i azotem. Wprowadzenie do stali zawierających od 16 do 19% Cr oraz 5,5 do 10,5% Mn i do 0,25% N pozwala na uzyskanie jednofazowej struktury austenitu przy stężeniu niklu od około 6 do 3,5%. Jednak stale Cr-Mn-Ni w porównaniu z dotąd omówionymi mają zaniżoną odporność na korozję. Ponadto Mn ułatwia przemianę martenzytyczną stali przy niewielkim obniżeniu temparatury względem temperatury pokojowej oraz podczas odkształcenia plastycznego na zimno. Istotne znaczenie maja zmiany własności fizycznych stali związane z przemianą martenzytyczną. Martenzyt α' o sieci regularnej A2, podobnie jak ferryt wysokochromowy poniżej temperatury Curie, ma własności ferromagnetyczne, co w niektórych zastosowaniach decyduje o przydatności stali.

#### 2.2. Struktura stali austenitycznych chromowo – niklowych odpornych

#### na korozję

Z analizy przekrojów izotermicznych układu równowagi fazowej stopów Fe-Cr-Ni (rys. 2.1) wynika, że stale niskowęglowe o typowej zawartości 18% Cr i 8% Ni krystalizują w postaci mieszaniny faz  $\alpha + \gamma$ , przy czym udział fazy  $\alpha$  maleje wraz z obniżeniem temperatury i zanika zupełnie w 1000°C. Jednofazowy stan strukturalny stali jest zachowany do temperatury około 800°C. Dalsze obniżenie temperatury do 650°C stali o górnym stężeniu Cr i dolnym Ni powoduje częściową przemianę fazy  $\gamma$  w  $\sigma$  (rys. 2.1 e), przy czym faza  $\sigma$  jest roztworem stałym wtórnym FeCr, rozpuszczającym pewną ilość niklu [3].



Rys. 2.1. Izotermiczne przekroje potrójnego układu równowagi fazowej stopów Fe – Cr – Ni w temperaturze: a - 1300, b - 1000, c - 900, d – 800 i e - 650°C [3] Fig. 2.1. Isothermal sections of triple phase equilibrium system of Fe – Cr – Ni alloys at a

8

temperature of: a - 1300, b - 1000, c - 900, d - 800 and  $e - 650^{\circ}C$  [3]

Szczegółowa analiza krystalizacji i przemian fazowych stopu o typowym składzie Fe - 18%Cr - 8%Ni przedstawionych na przekrojach politermicznych (rysunek 2.2 i 2.3) wskazuje, że dla obu przekrojów występuja różnice w procesie krystalizacji [4]. Przekrój politermiczny opracowany dla Fe-18%Cr i zmiennej zawartości Ni wskazuje na reakcję  $\alpha$  +  $L \rightarrow \gamma$ , zachodzącą w wyniku dyfuzji między wcześniej wykrystalizowanym roztworem  $\alpha$  i cieczą, w wyniku czego stop po zakrzepnięciu uzyskuje strukturę  $\alpha + \gamma$ . W przypadku przekroju politermicznego opracowanego dla Fe - 8%Ni i zmiennej zawartości Cr stop krystalizuje jako faza α, która w temperaturze ok. 1400°C ulega częściowej przemianie w fazę y. W zakresie temperatury 1450°C do 1200°C (rysunek 2.2), zgodnie z regułą dźwigni, w wyniku zachodzącej przemiany następuje wzrost udziału fazy γ i zmniejszanie się udziału fazy  $\alpha$  [5]. W temperaturze ok. 1200°C stop uzyskuje strukture jednofazowa y. Struktura ta jest stabilna do temperatury ok. 700°C. Dla temperatury niższej od 700°C przedstawione przekroje różnią się. Według przekroju opracowanego dla Fe - 18%Cr (rysunek 2.2) w temperaturze 700°C do 630°C występuje mieszanina faz  $\gamma$  +  $\sigma$ , następnie w temperaturze  $630^{\circ}$ C do  $500^{\circ}$ C mieszanina faz  $\gamma + \sigma + \alpha$ . W temperaturze  $500^{\circ}$ C do  $430^{\circ}$ C następuje rozpad spinodalny i występuje mieszanina  $\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma$ . Fazy  $\alpha_1$  i  $\alpha_2$  mają taki sam typ sieci krystalogroficznych, różnią się natomiast składem chemicznym i odległością między atomami sieci. Obecność fazy  $\alpha$  w temperaturze 630°C wskazuje na przemianę  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodzącą w tej temperaturze.

W przypadku przekroju opracowanego dla Fe – 8Ni w temperaturze ok. 680°C następuje przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  i stop do temperatury ok. 550°C przyjmuje strukturę  $\gamma + \alpha$ . W temperaturze ok. 550°C występuje faza  $\sigma$  i stop przyjmuje strukturę  $\gamma + \sigma + \alpha$  stabilną do temperatury ok. 450°C, w której następuje rozpad spinodalny. Poniżej tej temperatury stop posiada strukturę  $\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma$ .

Przedstawione przekroje politermiczne różnią się w niewielkim stopniu składem fazowym w zakresie temperatury 700°C do 450°C. W przypadku przekroju opracowanego dla Fe – 8%Ni w temperaturze ok. 680°C zachodzi przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$ , a w jej wyniku występuje mieszanina faz  $\gamma + \alpha$  w zakresie temperatury 680°C do 550°C. W temperaturze niższej od 550°C występuje faza  $\sigma$ . W przypadku przekroju opracowanego dla Fe – 18% Cr najpierw występuje faza  $\sigma$  i stop przyjmuje struturę dwufazową  $\gamma + \sigma$  do temperatury 630°C. W tej temperaturze następuje przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  i stop przyjmuje strukturę  $\gamma + \sigma + \alpha$  stabilną do temperatury 450°C. W tej temperaturze następuje rozpad spinodalny i stop przyjmuje strukturę  $\alpha_1 + \alpha_2 + \gamma$ .

Różnice występujące na obu przekrojach politermicznych wskazują, że istnieją trudności w dokładnym ustaleniu temperatury przemian fazowych w stopach Fe – Cr – Ni.

Analiza układów równowagi fazowej (rysunek 2.1) oraz przekrojów politermicznych (rysunek 2.2 i 2.3) wskazuje na możliwość zachodzenia przemiany dyfuzyjnej  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zakresie temperatury ok. 680°C do 450°C. Objętość względna ferrytu w spoinie w temperaturze pokojowej zależy więc od tego, czy wystąpią warunki umożliwiające zajście tej przemiany. Przebieg przemiany zależy od szybkości stygnięcia spoiny, czyli od czasu przebywania spoiny w tym zakresie temperatury.



Rys. 2.2. Przekrój politermiczny stopów Fe – Ni przy stężeniu 18%Cr [4] Fig 2.2. Poly-thermal section of Fe – Ni alloys at Cr content of 18% [4]

B.



Rys. 2.3. Przekrój politermiczny stopów Fe – Cr przy stężeniu 8%Ni [4] Fig. 2.3. Poly-thermal section of Fe – Cr alloys at Ni content of 8% [4]

#### 2.3. Ferryt wysokochromowy w spoinach stali austenitycznych

W spoinach stali austenitycznych ferryt wysokochromowy wpływa obok odporności na korozję międzykrystaliczną, kruchość 475 i tworzenie się fazy  $\sigma$ , również na ich skłonność do pękania gorącego [9-16]. Skład fazowy spoiny w zależności od stężenia Cr i Ni oraz temperatury przedstawiają układy równowagi metastabilnej – rysunki 2.4 i 2.5. Według układu równowagi metastabilnej stopów 70%Fe – Cr – Ni przedstawionego na rysunku 2.3 [17] stop o stężeniu 20 – 25% Cr i 5-10% Ni krystalizuje jako ferryt  $\delta$  wysokochromowy. Struktura ta wraz z obniżaniem temperatury ulega częściowej przemianie w  $\gamma$ . W zakresie od 18% Cr i 12% Ni do 15% Cr i 15% Ni stop krystalizuje jako mieszanina faz  $\delta + \gamma$ . Struktura ta jest trwała do temperatury ok. 900°C. Dla stężenia od 25% Cr i 5% Ni do 18% Cr i 12% Ni w temperaturze niższej od ok. 890°C występuje również faza  $\sigma$ . Zaznaczenie na wykresie linią przerywaną obszarów występowania faz w temperaturze niższej od ok. 950°C wskazuje na to, że ewentualne przemiany mogą zachodzić w odpowiednich warunkach zależnych od czasu przebywania spoiny w danej temperaturze, to jest od szybkości jej stygnięcia.



Rys. 2.4. Układ równowagi metastabilnej stopów 70% Fe – Cr – Ni [17] Fig. 2.4. Metastable equilibrium system of 70% Fe – Cr – Ni alloys [17]



Rys. 2.5. Układ równowagi metastabilnej stopów  $Fe - Cr - Ni \, dla \, Cr/Ni = 3/1 \, [18]$ Fig. 2.5. Metastable equilibrium system of  $Fe - Cr - Ni \, alloys$  for  $Cr/Ni = 3/1 \, [18]$ 

Wedłu układu równowagi metastabilnej stopów Fe – Cr – Ni dla Cr/Ni = 3/1 przedstawionego na rysunku 2.5 [18] stop w całym zakresie stężenia Cr i Ni krystalizuje jako ferryt  $\delta$ , który przemienia się następnie w fazę  $\gamma$ , a ta z kolei w temperaturze ok. 750°C może się ponownie przemienić częściowo w ferryt  $\alpha$ . Ta wtórna przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  w przypadku szybkiego stygnięcia spoiny może ulec przesunięciu do niższego zakresu temperatury lub zostać całkowicie ograniczona. W stopie o stosunku Cr/Ni wynoszącym 2 : 1 najpierw krystalizuje ferryt  $\delta$  lub równocześnie ferryt  $\delta$  i austenit. Po zakończonej krystalizacji i wolnym stygnięciu ferryt  $\delta$  może całkowicie przemienić się w fazę  $\gamma$  [18].

#### 2.3.1. Wyznaczanie objętości względnej ferrytu na podstawie składu chemicznego spoiny

Objętość względna ferrytu wysokochromowego w spoinie określana jest na podstawie jej składu chemicznego. Składniki stopowe podzialone na ferrytotwórcze i austenitotwórcze wyrażono w postaci równoważników chromu i niklu. Równoważnik chromu jest równy sumie zawartości chromu oraz innych składników ferrytotwórczych pomnożonej przez współczynniki oznaczające wpływ tych składników na objętość względną ferrytu w stosunku do wpływu chromu.

Równoważnik chromu i niklu według Schaefflera oblicza się z zależności [19]:

$$Cr_{cq} = %Cr + %Mo + 1.5 x \%Si + 0.5 x \%Nb$$
 (2.1a)

$$Ni_{eq} = Ni + 30 \times C + 0.5 \times Mn$$
 (2.1b)

Zależność struktury spoiny od jej składu chemicznego przedstawia wykres Schaefflera – rysunek 2.6.



 Rys. 2.6. Opracowany przez Schaefflera wykres przedstawiający zależność struktury spoiny od składu chemicznego wyrażnego za pomocą równoważników niklu i chromu [19]
 Fig. 2.6. Schaeffler diagram showing the relation between weld structure and chemical constitution of a weld expressed by nickel and chromium equivalents [19]

Wykres Schaefflera nie uwzględnia wpływu azotu na strukturę spoiny. Wpływ ten uwzględnia wykres De Longa [20] – rysunek 2.7. De Long zaproponował zmianę tej części wykresu Schaefflera, która dotyczy struktury austenityczno – ferrytycznej.



*Rys. 2.7. Wykres De Longa uwzględniający wpływ azotu na strukturę spoiny [20] Fig. 2.7. De Long diagram including the influence of nitrogen on a weld structure [20]* 

Według De Longa równoważnik niklu obliczany jest według zależności:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%N + 30 \times \%C$$
(2.2)

W przypadku wykresu WRC – 1992 (Welding Research Council) [21–23] równoważniki Cr i Ni obliczane są według zależności:

$$Cr_{cq} = Cr + Mo + 0.7 \text{ Nb}$$

$$(2.3a)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 35 C + 20 N + 0.25 Cu$$
 (2.3b)

Objętość względną ferrytu na wykresie WRC-1992 wyrażono za pomocą liczby ferrytowej FN.

Wprowadzenie liczby ferrytowej FN do określania objętości względnej ferrytu w austenitycznym stopiwie nierdzewnym wynika z zastosowania magnetycznej metody pomiarowej opartej na standardowych próbkach wzorcowych ferrytu. Ta metoda dostarcza wartości porównawczych, które jednak niekoniecznie muszą się pokrywać z rzeczywistym udziałem procentowym ferrytu w stopiwie. Podstawą pomiaru jest wartość siły potrzebnej do oderwania określonego magnesu trwałego od próbki ze stopiwa austenitycznego. Dla potrzeb wzorcowania innych przyrządów do pomiaru objętości względnej ferrytu, np. wykorzystujących magnetyczno – indukcyjną metodę pomiaru, opracowano tzw. "wzorce wtórne", które pozwalają na określenie wartości liczby ferrytowej FN w zakresie 3-28 oraz rozszerzonej liczby ferrytowej EFN w zakresie do 160 (dla struktury czysto ferrytycznej) [10].



Rys. 2.8. Wykres WRC służący do określenia objętości względnej ferrytu w stopiwie wyrażonej liczbą ferrytową FN [21]

Fig. 2.8. WRC diagram for determination of ferrite relative volume in deposited metal expressed with ferrite number FN [21]

Objętość względna ferrytu wysokochromowego w spoinie może być również określona za pomocą wzorów empirycznych. Znane są np. wzór Tomasa oraz wzór Seferiana [24]. Według Tomasa objętość względna ferrytu wysokochromowego jest obliczana z zależności:

% fazy 
$$\delta = Ni_{max} - Ni\%$$
, (2.4)

gdzie: Ni <sub>max</sub> =  $1/12 \text{ x} [(Cr + 2Mo + 16)^2] + \frac{1}{2} \text{ x} Mn + 30 (0,10 - C) + 12.$ 

Według Seferiana objętość względna ferrytu wysokochromowego obliczana jest za pomocą zależności:

% fazy 
$$\delta = 3 \operatorname{Cr}_{eq} - \operatorname{Cr}_{ob}$$
, (2.5)

gdzie: Creq - równoważnik chromu wg danych Schaefflera, (Cr)ob oblicza się z zależności

$$Cr_{ob} = 0.93 (Ni) + 6.7$$
 (2.6)

# 2.3.2. Związek między warunkami stygnięcia, a objętością względną ferrytu w złączach spawanych

W pracach [25 - 27] przedstawiono opis przemian  $\delta + \gamma \rightarrow \delta$  i  $\delta \rightarrow \delta + \gamma$  zachodzących w warunkach spawania, to jest przy dużej szybkości stygnięcia. Przy opisie tych przemian zjawiska dyfuzyjne powiązano z temperaturą i czasem oddziaływania wynikającym z cyklu cieplnego spawania. Wyniki badań doświadczalnych porównano z wynikami obliczeń uzyskanymi na podstawie wzorów i zależności opisujących zmianę temperatury w czasie w złączu spawanym. Uzyskano ilościowy opis przemian  $\delta + \gamma \rightarrow \delta$  i  $\delta \rightarrow \delta + \gamma$  w spoinie (w zakresie temperatury wyższej od 1000°C).

W pracach [28 - 35] analizowano przemianę  $\delta + \gamma \rightarrow \delta$  i  $\delta \rightarrow \delta + \gamma$  zachodzącą w strefie wpływu ciepła poprzez opis zjawisk cieplnych i dyfuzyjnych zachodzących przy spawaniu. Do opisu wzrostu ziarna ferrytu podczas cyklu cieplnego wykorzystano równanie Arrheniusa [34].

Udział fazy, która uległa przemianie  $\gamma \rightarrow \delta$ , określano wykorzystując równanie Johnsona – Mehla – Avramiego [34].

$$V_{\gamma} = 1 - \exp(-bt^n), \qquad (2.7)$$

ъ

gdzie:

 $V_{\gamma}$ - udział fazy przemienionej  $\gamma \rightarrow \delta$ , %,

t – czas, s.

W celu obliczenia stałych b i n dokonano dwukrotnego logarytmowania sprowadzając równanie (2.7) do postaci liniowej [34]:

$$\log\log\frac{1}{1-V_{\gamma}} = n\log t + \log b + \log\log e$$
(2.8)

b – punkt przecięcia prostej opisanej równaniem (2.8) z osią y,

n – kąt pochylenia prostej opisanej równaniem (2.8) względem osi odciętych - (rys. 2.9).

Średnia wartość "b" wynosi 0,0892, natomiast średnia wartość "n" wynosi 0,4. Kinetyka przemiany austenitu w ferryt zmienia się znacznie wraz z temperaturą. Ilustrację graficzną równania (2.8) w zakresie temperatury 1340 do 1360°C przedstawia rysunek 2.9. Przedstawiona zależność wskazuje na wzrost objętości względnej ferrytu w strefie wpływu ciepła wraz z wydłużaniem się czasu przebywania w tym zakresie temperatury.



Rys. 2.9. Graficzna postać równania (2.9) dla stali 24,5Cr – 7,5Ni o zawartości C od 0,018 do 0,130% oraz N od 0,003 do 0,21% [34]

Fig. 2.9. Graphical presentation of equation (2.9) for 24.5 Cr – 7.5 Ni steel with C content of 0.018 to 0.130% and N content of 0.003 to 0.21% [34]

W pracy [34] podjęto próbę ustalenia objętości względnej austenitu  $V_{\gamma}$  krystalizującego podczas krzepnięcia jako funkcji składu chemicznego i czasu stygnięcia  $\Delta t$  w zakresie od temperatury 1250 do 800 °C. Na podstawie danych z symulacji [36] otrzymano równanie regresji wielokrotnej w postaci [34]:

$$V_{\gamma} = 213,5 - 12,54 \left( Cr_{eq} - Ni_{eq} \right) + 0,1259t$$
 (2.9)

W celu ułatwienia praktycznego wykorzystania zależności (2.9) na rysunku 2.10 przedstawiono zależność czasu stygnięcia w zakresie temperatury 1250 do 800°C od energii liniowej spawania dla różnych grubości blachy.



 Rys. 2.10. Zależność czasu stygnięcia t w zakresie od temperatury 1250 do 800 °C od energii liniowej spawania dla różnych grubości blachy ze stali 25Cr – 8Ni [34]
 Fig. 2.10. Relation between cooling time t in the temperature range 1250 to 800°C and energy input for different gauges of 25Cr – 8Ni steel sheets [34]

Zależność objętości względnej ferrytu w złączach spawanych stali Cr – Ni od składu chemicznego oraz od szybkości stygnięcia analizowano w pracy [34]. Jako parametr reprezentatywny dla szybkości stygnięcia przyjęto czas przebywania strefy wpływu ciepła w zakresie temperatury 1200 – 800 °C ( $t_{12/8}$ ). Do określenia zmiany temperatury w złączu spawanym zależnej od cyklu cieplnego spawania wykorzystano równania opisujące cieplne procesy spawalnicze uwzględniające parametry spawania oraz właściwości fizyczne metalu [37 - 58].

Opisane zagadnienia wskazują na zainteresowanie wpływem szybkości stygnięcia na strukturę strefy wpływu ciepła w stalach Cr – Ni. Zagadnienie wpływu szybkości stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu jest szersze i obejmuje również proces krystalizacji, co znacznie utrudnia wyznaczenie parametru wiążącego te dwie wielkości. Niemniej jednak przedstawiona metodyka i sposób opisu zjawisk mogą być pomocne przy wyznaczaniu takiego parametru i jego wykorzystaniu do uściślenia objętości względnej ferrytu wyznaczonego na podstawie wykresu Schaefflera.

#### 2.3.3. Zastosowanie modelowania komputerowego do określania struktury spoiny

Wykorzystanie technik komputerowych umożliwiło modelowanie zjawisk fizycznych zachodzących w procesach spawalniczych [59-70]. W pracach [59 - 62] opisano model i wyniki liczbowego odwzorowania wzrostu dendrytów i formowania struktury spoiny oraz model rozrostu ziarn w strefie wpływu ciepła dla stali niskostopowych. Przy opisie przejścia metalu ze stanu ciekłego w stan stały analizowano przebieg procesu dyfuzji węgla w fazie stałej i ciekłej oraz zmianę temperatury na granicy faz pod wpływem przechłodzenia.

Przy modelowaniu i opisie zjawisk występujących przy przejściu metalu ze stanu ciekłego w stan stały uwzględniono przepływ ciepła, ciepło krystalizacji, podział pierwiastka stopowego między fazę ciekłą i stałą oraz przechłodzenie cieplne i stężeniowe [59-62].

Opisane w pracy [62] modelowanie dotyczy tworzenia i wzrostu dendrytów, koncentrując się głównie na ich orientacji i kinetyce wzrostu. Krzywą kinetyki krystalizacji opisano równaniem Johnsona – Mehla – Avramiego.

W pracy [63] przedstawiono schemat przemiany struktury spoiny od fazy ciekłej, poprzez fazę stałą (ferryt pierwotny), aż do powstania austenitu. Do opracowania schematu wykorzystano dane zawarte w pracach [64 – 70]. Do analizy zjawiska wykorzystano równanie Ficka – Osnagera, opisujące strumień dyfuzji. Model bazuje na porównaniu strumieni dyfuzji między fazą ciekłą a stałą oraz między fazą austenityczna i ferrytyczną. Model ten, bazując na znanych prawach dyfuzji, wskazuje jeden ze sposobów opisu zjawisk wpływających na objętość względną ferrytu w spoinie. W przypadku pracy [63] przyjęcie do analizy przemiany w stanie stałym temperatury 1500°C nie jest uzasadnione, gdyż przemiana taka może nastąpić dopiero poniżej temperatury T<sub>sol</sub>, która jest niższa od 1400°C. Dendryt został zamodelowany w sposób uproszczony w postaci cylindra. Sam wzrost dendrytu nie jest tutaj rozpatrywany. Modelowana jest zmiana struktury w poszczególnych obszarach dendrytu.



Rys. 2.11. Schemat krystalizacji dendrytu i dalszej przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$  [63]

*Fig. 2.11. Dendrite crystallisation and further*  $\delta \rightarrow \gamma$  *transition scheme* [63]

Zaznaczona na rys. 2.11 wielkość L/2 oznacza połowę odległości pomiędzy ramionami dendrytu. Wybór tego obszaru jest reprezentatywny dla zjawisk segregacji zachodzących przy krystalizacji dendrytu i następstw tego zjawiska dla późniejszej przemiany ferryt – austenit. Parametry termodynamiczne procesu, tj. moc cieplna łuku, szybkość spawania oraz szybkość dyfuzji, szybkość chłodzenia i odległość między ramionami dendrytu stanowią dane wejściowe do przeprowadzonych obliczeń.

W pracy [67] porównano zmiany objętości wzglednej ferrytu  $\delta$  wraz z obniżaniem się temperatury na podstawie wyników badań i przeprowadzonej symulacji numerycznej – rys. 2.12 oraz obliczony udział molowy faz  $\delta$  i  $\gamma$  w funkcji temperatury – rys.2.13.



Rys. 2.12. Porównanie udziału molowego ferrytu w funkcji temperatury dla danych eksperymentalnych uzyskanych w warunkach równowagi i wyników symulacji – stal typu 18 - 8 [67]

Fig. 2.12. Comparison of ferrite mole fraction as function of temperature for experimental data obtained in conditions of equilibrium and simulation results – 18 – 8 grade steel [67]



*Rys.* 2.13. Udział molowy faz  $\delta$  i  $\gamma$  w funkcji temperatury - stal typu 18 - 8 [67] Fig. 2.13. Mole fractions of  $\delta$  and  $\gamma$  phases as a function of temperature – 18 - 8 grade steel [67]

#### 2.4. Cieplne procesy spawalnicze

Charakterystyczną cechą procesu spawania jest miejscowe nagrzanie metalu aż do jego stopienia. Źródło ciepła przyłożone w określonym punkcie ciała powoduje jego nagrzanie. Na skutek przewodzenia ciepło rozpływa się w całej masie ciała. W zależności od natężenia strumienia cieplnego, przewodności cieplnej i masy nagrzanego ciała po pewnym

czasie ustala się stan metastabilnej równowagi cieplnej. Stan ten wyznaczany jest na podstawie izoterm. Obszar nagrzanej masy ciała nazywa się polem temperatury. Ciepło, które doprowadzone jest do miejsca spawania, zużywane jest przede wszystkim na stopienie materiału podstawowego i dodatkowego, tj. elektrody oraz nagrzanie spawanego materiału. Część ciepła spawalniczego łuku elektrycznego odprowadzana jest także do otaczającej atmosfery. Wykorzystując opis zjawiska rozprzestrzeniania się ciepła w procesach spawalniczych można obliczyć temperaturę dowolnego punktu położonego w polu temperatury w dowolnym czasie. W przypadku nagrzewania łukiem elektrycznym przesuwającym się ze stałą prędkością wzdłuż powierzchni cienkiej płyty lub ciała masywnego (rys. 2.14) temperaturę dowolnego punktu, z pominięciem strat ciepła do otoczenia, można obliczyć z zależności [71 - 74]:





Fig. 2.14. Position of point A for which instantaneous temperature in a thin sheet (a) and a massive body (b) has been calculated [74]

$$T_{(y,t)} - T_0 = \frac{q}{v_e \, s \, \sqrt{4 \, \pi \, \lambda \, c \gamma \, t}} \, \exp \frac{-y^2}{4 \, a \, t} \tag{2.10}$$

dla cienkiej płyty oraz po sprowadzeniu układu współrzędnych biegunowych do postaci

$$T_{(r,t)} - T_0 = \frac{q}{2\pi\lambda v_c t} \exp\frac{-r^2}{4at}$$
(2.11)

dla ciała masywnego,

gdzie:

 $T_{(v,t)}, T_{(r,t)}, T_0$  - temperatura rozpatrywanego punktu A, °C,

t – czas od momentu przejścia źródła ciepła przez punkt 0 do momentu wyznaczenia temperatury w punkcie A (źródło ciepła w tym czasie przesunęło się o  $x = v_c t$ ),

y, r – współrzędne punktu A, przy czym 
$$r = (y^2 + x^2)^{0.5}$$
,

- $v_c$  prędkość ruchu źródła ciepła, ms<sup>-1</sup>,
- $\lambda$  współczynnik przewodzenia ciepła,  $Jm^{-1}s^{-1}K^{-1}$ ,

$$\alpha = \frac{\lambda}{c\gamma}$$
 - współczynnik przewodzenia temperatury,  $m^{2}s^{-1}$ ,

c – ciepło właściwe w stanie stałym,  $Jg^{-1}K^{-1}$ ,

 $\gamma - gęstość, kgm^{-3}$ 

 $q = 0,24\eta IU$  - efektywna moc źródła ciepła,  $Js^{-1}$ ,

 $\eta$  – współczynnik sprawności nagrzewania łukiem elektrycznym, zależny od metody spawania,

- I natężenie prądu spawania, A,
- U napięcie łuku, V,
- s grubość płyty, m.

Każdy punkt ciała znajdujący się w polu temperatury jest nagrzewany, a następnie stygnie. Przebieg zmian temperatury punktu w czasie (rys. 2.15) nazywany jest cyklem cieplnym spawania.

ib.



#### Rys. 2.15. Cykl cieplny spawania [74]:

 $T_m$  - temperatura maksymalna punktu, °C,

t – czas przebywania danego punktu powyżej zadanej temperatury T, s,

 $\operatorname{tg} \alpha = \frac{dT}{dt} = W - szybkość stygnięcia w danej temperaturze T, °Cs^{-1}$ 

Fig 2.15. Welding thermal cycle [74]:

 $T_m$  - maximum temperature of the point, °C,

t – time of remaining of the point over the given temperature T, s,

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{dT}{dt} = W$$
 - cooling rate in the given temperature T, °Cs<sup>-1</sup>

#### 2.5. Podsumowanie przeglądu literatury

Podstawową technologią łączenia przy produkcji urządzeń i instalacji technologicznych wykonanych z nierdzewnych stali austenitycznych chromowo – niklowych jest spawanie. Złącza spawane powinny charakteryzować się własnościami mechanicznymi i odpornością na korozję nie gorszą niż łączone materiały. Z tego względu na podstawie prac [1-2] przedstawiono ogólną charaktrystykę stali austenitycznych chromowo – niklowych odpornych na korozję.

W publikacji [3] przedstawiono izotermiczne przekroje potrójnego układu równowagi fazowej stopów Fe – Cr – Ni w temperaturze 1300, 1000, 900, 800 i 650°C.

W publikacji [4] przedstawiono przekroje politermiczne stopów Fe – Ni przy stężeniu 18% Cr i Fe – Cr przy stężeniu 8% Ni. Obydwa przekroje politermiczne wskazują na całkowitą przemianę  $\alpha \rightarrow \gamma$ , w wyniku której stop o składzie Fe – 18% Cr - 8% Ni w temperaturze ok. 1200°C uzyskuje strukturę  $\gamma$  oraz na częściową przemianę  $\gamma \rightarrow \alpha$ , zachodzącą w temperaturze ok. 630°C. Przedstawione przekroje politermiczne dostarczają istotnej informacji o tym, że przy wolnym stygnięciu może nastąpić przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  w temperaturze ok. 630°C.

W przedstawionej literaturze [17, 25 - 35] wiazano w ogólny sposób zawartość ferrytu ze zjawiskami przebiegającymi w czasie krystalizacji lub podczas przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$ zachodzącej poniżej linii solidus, pomijając zupełnie przemiane  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodzącą w temperaturze ok. 650 - 350°C, mimo że spawalniczy wykres równowagi fazowej w warunkach metastabilnych (rysunek 2.4) dopuszcza możliwość przebiegu takiej przemiany. W pracy dotyczącej tworzenia się ferrytu w spoinach [17] niewłaściwie interpretuje się wpływ szybkości stygnięcia spoiny na zawartość ferrytu. Bez podania wyjaśnienia teoretycznego i wyników badań podano stwierdzenie, że wzrost szybkości stygnięcia powoduje zwiększenie objętości względnej ferrytu w spoinie przez zablokowanie przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$ . Nie uwzględniono jednak faktu, że przy wzroście szybkości stygniecia przemiana eutektyczna zachodzi przy rosnącym udziale fazy y. Praca [17] zakłada, że objętość względna ferrytu w spoinie w temperaturze pokojowej związana jest z pozostałością ferrytu, który powstał w wyniku krystalizacji i w wyniku zablokowania przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$  nie uległ przemianie w faze  $\gamma$ . Taka interpretacja zakłada, że szybkość stygnięcia spoiny jest tak duża, że nie istnieją warunki do dalszych przemian w stanie stałym w temperaturze poniżej 1000°C. W pracy [18] wskazano na możliwość wystąpienia przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodzącej w temperaturze poniżej 650°C (rysunek 2.5) pod warunkiem, że szybkość stygnięcia będzie dostatecznie mała, aby nie doprowadzić do jej zablokowania. Jest to zgodne z przebiegiem przemian przedstawionych na omówionych przekrojach politermicznych. Wskazanie na wpływ przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$ zachodzącej w temperaturze poniżej 650°C na objętość względną ferrytu w spoinie w temperaturze pokojowej powoduje konieczność zweryfikowania dotychczasowych pogladów zakładających, że udział ten jest wynikiem pozostałości ferrytu powstałego podczas krystalizacji, który nie uległ dalszym przemianom. Przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodząca w temperaturze poniżej 650°C zaznaczona na przekrojach politermicznych [4] oraz na wykresie równowagi fazowej w warunkach metastabilnych [18] skłania do podjęcia badań nad wpływem szybkości stygnięcia (również w temperaturze poniżej 650°) na objętość względna ferrytu w spoinach austenitycznych stali chromowo - niklowych.

Stosowane w praktyce do wyznaczania objętości względnej ferrytu wykresy Schaefflera, De Longa, WRC – 92 [19 – 24] nie uwzględniają wpływu warunków odprowadzenia ciepła i szybkości stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu w spoinie i umożliwiają jedynie przybliżone jego wyznaczenie. Można przypuszczać, że błąd, z jakim jest wyznaczana tymi metodami objętość względna ferrytu (±4%), jest wynikiem pominięcia wpływu szybkości stygnięcia na krystalizację spoiny i przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$  i  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Uściślenie objętości względnej ferrytu w spoinie wymaga więc uwzględnienia wpływu warunków odprowadzenia ciepła i szybkości stygnięcia spoiny.

W pracach [25 - 27] szukano analogii między czasem stygnięcia strefy wpływu ciepła w zakresie temperatury 1200 - 800°C a czasem stygnięcia w zakresie temperatury 800 - 500°C. Próbowano ustalić łatwy do pomierzenia parametr cyklu cieplnego, który mógłby być pomocny przy określaniu objętości względnej ferrytu w strefie wpływu ciepła. Przedstawione rozważania dotyczyły głównie zjawisk cieplnych zachodzących w strefie wpływu ciepła oraz wpływu szybkości spawania i mocy cieplnej łuku na czas stygnięcia w zakresie 1200 - 800°C. W uzasadnieniu podjęcia tematu zamieszczono jedynie ogólne stwierdzenie mówiące o "tłumieniu" przemiany ferryt – austenit w wyniku szybkiego stygnięcia spoiny. Nie przedstawiono jednak ilościowego związku pomiędzy czasem stygnięcia spoiny w zakresie temperatury 1200 - 800°C a objętością względną ferrytu. Nie uzasadniono również, dlaczego przyjęto do analizy przedział temperatury 1200 - 800°C.

W publikacjach [28 - 35] opisano wpływ warunków nagrzewania i stygnięcia na przebieg przemiany austenit – ferryt (i odwrotnie) w strefie wpływu ciepła złączy wykonanych ze stali "super duplex". Wykorzystując równanie Johnsona – Mehla – Avramiego określono związek pomiędzy równoważnikami chromu, niklu i czasem przebywania w zakresie temperatury 1250 - 800°C, a objętościowym udziałem austenitu. Również w tym przypadku nie powołano się na wyniki badań uzasadniających przyjęcie tego przedziału temperatury. Mimo że opisane zagadnienie dotyczy zjawisk zachodzących w strefie wpływu ciepła, to przedstawiony sposób określenia objętości względnej austenitu, wykorzystujący zależność opisującą kinetykę przemiany, może być zastosowany do opracowania wyników badań ferrytu w spoinie.

Przemiana ferryt – austenit jest procesem dyfuzyjnym przebiegającym przy ciągłym stygnięciu spoiny. Przedstawione w pracach [47 - 58] zagadnienia dotyczą podstawowych zależności między współczynnikiem dyfuzji, energią aktywacji a temperaturą. Ponieważ badane zjawisko wiąże się ze zmianą energii aktywacji dyfuzji wraz z obniżaniem się temperatury spoiny, ogólnie wskazano na zjawiska opisane w literaturze z zakresu metaloznawstwa ogólnego i teoretycznego.

Przedstawiono również przegląd modeli komputerowych, jakie opracowano w celu zobrazowania mechanizmu krystalizacji jeziorka spawalniczego i przemian strukturalnych

29

zachodzących w spoinie [56 - 70]. Opis modeli zamieszczono w celu pokazania sposobów podejścia autorów do przedstawienia i opisu zjawisk związanych z tworzeniem się spoiny i zmianą jej struktury.

W pracach [56 - 59] przedstawiono model opisujący przejście jeziorka spawalniczego w stan stały, tworzenie się i kinetykę wzrostu dendrytów oraz wzrost ziaren w strefie wpływu ciepła. Przy budowaniu modelu wykorzystano równania i zależności opisujące przepływ ciepła, przepływ masy, utajone ciepło krystalizacji, zmianę szybkości dyfuzji pierwiastków stopowych oraz udział pierwiastków stopowych w fazie ciekłej i stałej metalu. Model opisany w pracach [62 - 70] przedstawia proces krystalizacji dendrytów z uwzględnieniem segregacji składu chemicznego oraz dalszą przemianę ferryt – austenit w zakresie temperatury 1500 - 1000°C. Do analizy zjawiska wykorzystano równanie Ficka – Osnagera opisujące strumień dyfuzji. Model bazuje na porównaniu strumieni dyfuzji (i wymiany pierwiastków) między fazą ciekłą a stałą oraz między fazą austenityczną i ferrytyczną. Model ten, bazując na znanych prawach dyfuzji, wskazuje jeden ze sposobów opisu zjawisk wpływających na objętość względną ferrytu w spoinie. W publikacji [67] przedstawiono porównanie zmiany objętości względnej ferrytu δ wraz z obniżaniem się temperatury dla wyników uzyskanych na podstawie danych eksperymentalnych i przeprowadzonej symulacji oraz zmianę udziału fazy austenitycznej i ferrytycznej wraz z obniżaniem się temperatury.

Według dotychczasowego stanu wiedzy nie wyznaczono jednak parametru lub parametrów cyklu cieplnego, które mogłyby być pomocne przy określaniu objętości względnej ferrytu w spoinie i opracowaniu metody umożliwiającej (przez uwzględnienie szybkości stygnięcia spoiny) uściślenie jego udziału wyznaczonego na podstawie wykresu Schaefflera.

Dokładniejsze wyznaczenie objętości względnej ferrytu w spoinie wymaga uwzględnienia obok składu chemicznego również szybkości stygnięcia i wyznaczenia charakteryzujących ją parametrów. Przed postawieniem tezy pracy dokonano fizycznej interpretacji krystalizacji stopu Fe – Cr – Ni na postawie układu równowagi metastabilnej stopów 70% Fe – Cr – Ni [17]. Krystalizacja spoiny jest typowym przykładem krystalizacji w warunkach nierównowagowych. Wówczas przy dużej szybkości krystalizacji i małej szybkości dyfuzji w stanie stałym nie występuje dyfuzyjne wyrównanie składu chemicznego między cieczą a fazą stałą. Mechanizm oddziaływania rosnącej szybkości stygnięcia na przebieg krystalizacji i skład fazowy spoiny przedstawia rysunek 2.16. Kolorem czerwonym przedstawiono przebieg krystalizacji dla najmniejszej, zielonym dla większej, a niebieskim dla największej szybkości stygnięcia spoiny.



Rys.2.16. Schemat zmian temperatury likwidus i temperatury końca krystalizacji oraz temperatury przemian  $\delta \rightarrow \gamma$  i  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zależności od szybkości stygnięcia (na podstawie układu równowagi metastabilnej stopów 70% Fe – Cr – Ni [17])

Fig. 2.16. Scheme of changes of likwidus temperature and crystallisation finish temperature as well as temperatures of  $\delta \rightarrow \gamma$  and  $\gamma \rightarrow \alpha$  transitions in dependence on cooling rate ( on the basis of metastable equilibrium system of 70% Fe – Cr – Ni alloys [17]) Obniżenie wartości temperatury  $T_L$ ,  $T_{E(S) i}$   $T_K$  prowadzi zatem do przesunięcia pierwotnego wykresu równowagi fazowej w warunkach metastabilnych w stronę wyższych zawartości Ni i niższych zawartości Cr.

Biorąc pod uwagę faktyczne położenie  $T_{E(S)}$  (punkt 2, 2', 2") oraz położenie ich w stosunku do wykresu równowagi w warunkach metastabilnych widać, że przemiana eutektyczna zachodzi z rosnącym udziałem fazy  $\gamma$ . Wynika to z reguły dźwigni [5].

W pierwszym przypadku (mała szybkość stygnięcia) z cieczy utworzy się prawie 100% fazy δ. Na wykresie zaznaczono kolorem czerwonym.

W drugim przypadku (średnia szybkość stygnięcia) utworzy się ok. 30% fazy γ i ok. 70% fazy δ. Na wykresie zaznaczono kolorem zielonym.

W trzecim przypadku (duża szybkość stygnięcia) utworzy się ponad 50% fazy  $\gamma$ . Na wykresie zaznaczono kolorem niebieskim. Przy bardzo dużej szybkośći stygnięcia np. odlew chłodzony w wodzie lub mała masa spoiny, ilość krystalizującego eutektycznie austenitu rośnie nawet do 90%.

Podobnej analizie można poddać obszary temperatury przemiany fazy  $\delta \rightarrow \gamma$  (w stanie stałym). Temperatura tej przemiany stale obniża się, czego efektem jest zwiększenie zawartości fazy  $\gamma$ .

Wreszcie rozważyć należy zakres niskotemperaturowej przemiany przebiegającej od 650 do 350°C. Również w tym przypadku zwiększenie szybkości stygnięcia prowadzi do obniżenia temperatury tej przemiany, a tym samym utrudniona jest dyfuzja pierwiastków (zwłaszcza Cr i Ni), co w efekcie zmniejsza ilość powstającego ferrytu.

32

伯

#### **3. TEZA, CEL I ZAKRES PRACY**

Przeprowadzona analiza literatury pozwala na stwierdzenie, że o ostatecznym udziale ferrytu wysokochromowego w spoinie oprócz składu chemicznego decyduje również w istotnym stopniu jej szybkość stygnięcia.

Przeprowadzona analiza aktualnego stanu wiedzy na temat wpływu szybkości stygnięcia na tworzenie się ferrytu wysokochromowego w spoinach typu Fe – Cr – Ni pozwala na postawienie następującej tezy pracy:

Objętość względna ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej w spoinie o strukturze austenityczno – ferrytycznej wykonanej drutem typu 23%Cr – 12%Ni zależy nie tylko od składu chemicznego, ale także od szybkości jej stygnięcia w zakresie temperatury 1450 - 1000°C, a zwłaszcza 650 - 350°C. Wyznaczenie ilościowego wpływu szybkości stygnięcia reprezentowanej przez czas stygnięcia t = 1,1t<sub>650 - 350</sub> na objętość względną ferrytu umożliwia zastosowanie tego parametru do uściślenia objętości względnęj w spoinie wyznaczonej na podstawie wykresu Schaefflera.

Z przyjętej tezy wynika cel pracy:

Celem pracy jest określenie zależności między szybkością stygnięcia a objętością względną w spoinie ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej oraz uściślenie objętości względnej ferrytu wyznaczonej na podstawie wykresu Schaefflera poprzez wykorzystanie parametru charakteryzującego szybkość stygnięcia spoiny.

Realizacja celu oraz udowodnienie tezy pracy zostały udokumentowane w wyniku opracowania następujących zagadnień:

- określenia wpływu szybkości stygnięcia na kinetykę przemiany fazowej  $\gamma \rightarrow \alpha$ ,
- wyznaczenia wpływu szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu wysokochromowego przy uwzględnieniu składu chemicznego reprezentowanego przez równoważniki chromu i niklu oraz czasu stygnięcia t = 1,1t<sub>650-350</sub>,
- opracowania nomogramu uwzględniającego szybkość stygnięcia spoiny i umożliwiającego uściślenie z dokładnością ± 2% objętości względnej ferrytu wysokochromowego określonej za pomocą wykresu Schaefflera.

33

W celu udowodnienia tezy pracy przeprowadzono badania, których zakres obejmował:

- badania wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na objętość względną ferrytu w spoinie,
- badania strukturalne,
- badanie zawartości pierwiastków w spoinie,
- rejestrację za pomocą termoelementu wolfram ren cykli cieplnych przebiegających w rzeczywistych warunkach spawania,
- analizę termiczną krystalizacji metalu spoiny,
- badania symulacyjne.

W dalszym etapie pracy na podstawie uzyskanych wyników badań:

- określono zależność wzrostu objętości względnej ferrytu przy uwzględnieniu składu chemicznego (równoważników chromu i niklu) oraz czasu stygnięcia t = 1,1t<sub>650 - 350</sub> przez opracowanie równań regresji wiążących te wielkości,
- wyznaczono równanie Johnsona Mehla Avramiego określające związek między objętością względną ferrytu i czasem stygnięcia spoiny, wyznaczono wartość współczynnika dyfuzji oraz energię aktywacji dyfuzji,
- zbudowano nomogramy uwzględniające szybkość stygnięcia spoiny umożliwiające uściślenie wyznaczonej z wykresu Schaefflera objętości względnej ferrytu w spoinie,
- opracowano model matematyczny rozkładu ferrytu w spoinie.
# 4.METODYKA BADAŃ

### 4.1. Materiały, przygotowanie próbek oraz plan badań

### Materiały stosowane w badaniach

Badania obejmowały wykonanie złączy spawanych blach o grubościach 8, 16 i 24 mm ze stali gatunku X5CrNi18-10 drutami o oznaczeniu:

- litym G 23 12 L wg EN 12072 (oznaczenie producenta CN 23/12 IG),
- proszkowym osłonowym T 23 12 LRM3 wg EN 12073 (oznaczenie producenta CN 23/12 FD),
- proszkowym samoosłonowym MF 23 12 L wg DIN 8556 (oznaczenie producenta Thermanit 25/14 E/FD).

Średnica każdego drutu wynosiła 1,2mm.

Skład chemiczny stopiwa zastosowanych drutów (wg katalogu producenta) przedstawiono w tablicy 4.1.

Tablica 4.1

Oznaczenie drutu	Skład chemiczny, %								
	С	Si	Mn	Cr	Ni				
G 23 12 L (CN 23/12 IG)	≤0,02	0,6	1,7	23,5	12,5				
T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)	≤0,03	0,6	1,5	22,8	12,5				
MF 23 12 L (Thermanit 25/14 E/FD)	≤0,04	0,9	1,5	24,5	13				

Skład chemiczny stopiwa drutów (dane według katalogu producenta)

Drut spawalniczy G 23 12 L (CN 23/12 IG), drut proszkowy o rdzeniu rutylowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) oraz drut proszkowy samoosłonowy MF 23 12 L (Thermanit 25/14 E/FD) są stosowane do wykonywania połączeń między stalami ferrytycznymi i austenitycznymi oraz do spawania wszystkich innych materiałów podanych w wytycznych VdTUV 1000.xx. Druty te mogą być również stosowane do spawania wysokochromowych stali odpornych na korozję oraz do wykonywania warstw pośrednich lub buforowych przy napawaniu. Połączenia wykonane tymi drutami mogą być stosowane do pracy w temperaturze nie przekraczającej 300°C.

#### Przygotowanie próbek do badań

Przed spawaniem blachy ukosowano, a następnie spawano w utwierdzeniu na podkładce miedzianej chłodzonej wodą. Po wykonaniu każdej warstwy i jej swobodnym ostygnięciu do temperatury pokojowej mierzono objętość względną ferrytu w pięciu punktach pomiarowych na długości złącza zgodnie z [75]. Przygotowanie złącza do spawania przedstawia rysunek 4.1, spawaną próbkę - rysunek 4.2, natomiast sposób układania kolejnych warstw spoiny przedstawiono na rysunku 4.3.



*Rys.* 4.1. *Przygotowanie złącza do spawania Fig.* 4.1. *Preparation of a joint for welding* 



Rys. 4.2. Wymiary próbki Fig. 4.2. Dimensions of a sample



*Rys. 4.3. Sposób układania poszczególnych ściegów spoiny Fig. 4.3. Method of beading* 

### Planowanie badań

W badaniach zastosowano planowanie eksperymentu.

W przypadku spawania drutami wymagającymi osłony gazowej przyjęto trzy zmienne wejściowe:

- potencjał jonizacji mieszanki osłonowej (wpływający na temperaturę łuku spawalniczego) w zakresie zmienności od 17,5 do 22,8 eV,
- energię liniową spawania w zakresie zmienności od 8 do 24 kJ/cm,
- warunki odprowadzenia ciepła zależne od grubości spawanych blach 8, 16, 24 mm.

Na podstawie bazy danych programu Cadex: Esdet 2.2 przyjęto plan doświadczenia typu B PS/DS.-P:B3 o numerze 103006. Plan ten pozwala na ograniczenie liczby prób do 14. Każda z trzech wymienionych zmiennych przyjmuje w tym planie trzy wartości (tablica 4.2).

### Tablica 4.2

Plan eksperymentu oraz zestawienie parametrów technologicznych spawania

Numer	Grubość	Energia	Prędkość	Mieszanka gazowa
próby	blach,	liniowa	spawania	C C
	mm	spawania,	cm/min	
		kJ/cm		
I.1	8	24	V <sub>1</sub> =14,00	80%He + 20%Ar
			V <sub>2</sub> =16,70	
1.2	8	8	V <sub>1</sub> =42,00	80%He + 20%Ar
			V <sub>2</sub> =50,00	
1.3	8	24	V <sub>1</sub> =14,00	20%He + 80%Ar
			V <sub>2</sub> =16,70	
I.4	8	8	V <sub>1</sub> =42,00	20%He + 80%Ar
			V <sub>2</sub> =50,00	
1.5	8	16	V <sub>1</sub> =21,00	50%He + 50%Ar
			V <sub>2</sub> =25,00	
I.6	16	24	V <sub>1</sub> =14,00	50%He + 50%Ar
			V <sub>2</sub> =16,70	
I.7	16	8	V <sub>1</sub> =42,00	50%He + 50%Ar
			V <sub>2</sub> =50,00	
I.8	16	16	V <sub>1</sub> =21,00	80%He + 20%Ar
			V <sub>2</sub> =25,00	
1.9	16	16	V <sub>1</sub> =21,00	20%He + 80%Ar
			V <sub>2</sub> =25,00	
I.10	16	24	V <sub>1</sub> =14,00	80%He + 20%Ar
			V <sub>2</sub> =16,70	
I.11	24	8	V <sub>1</sub> =42,00	80%He + 20%Ar
			<u>V2</u> =50,00	
1.12	24	24	V <sub>1</sub> =14,00	20%He + 80%Ar
			V <sub>2</sub> =16,70	
1.13	24	8	V <sub>1</sub> =42,00	20%He + 80%Ar
			V <sub>2</sub> =50,00	
1.14	24	16	V <sub>1</sub> =21,00	50%He + 50%Ar
			V <sub>2</sub> =25,00	
Dla wsz	ystkich prób	ek przyjęto nastę	pujące parametry spawani	a:
grań:	l <sub>1</sub> =200	$0 A ; U_1 = 28 V$		
wypełnie	enie: $I_2=230$	$A ; U_2 = 29 V$		

Przy spawaniu drutem samoosłonowym bez osłony gazowej przyjęto dwie zmienne wejściowe:

- energię liniową spawania w zakresie zmienności od 8 do 24 kJ/cm,

- warunki odprowadzenia ciepła zależne od grubości spawanych blach - 8, 16, 24 mm.

Na podstawie bazy danych programu Cadex: Esdet 2.2 przyjęto plan doświadczenia typu B PS/DS.-P:A o numerze 102011. Plan ten pozwala na ograniczenie liczby prób do 9. Każda z dwóch wymienionych zmiennych przyjmuje w tym planie trzy wartości (tablica 4.3).

ъ

Plan eksperymentu oraz zestawienie parametrów technologicznych spawania

Numer	Grubość	Energia	Prędkość spawania,
Próby	blach,	liniowa	cm/min
	mm	spawania,	
		kJ/cm	
II.1	8	8	V <sub>1</sub> =42,00
			V <sub>2</sub> =50,00
II.2	8	24	V <sub>1</sub> =14,00
			V <sub>2</sub> =16,70
II.3	24	8	V <sub>1</sub> =42,00
			V <sub>2</sub> =50,00
II.4	24	24	V <sub>1</sub> =14,00
			V <sub>2</sub> =16,70
11.5	16	8	V <sub>1</sub> =42,00
			V <sub>2</sub> =50,00
11.6	16	24	V <sub>1</sub> =14,00
			V <sub>2</sub> =16,70
II.7	8	16	V <sub>1</sub> =21,00
			V <sub>2</sub> =25,00
II.8	24	16	V <sub>1</sub> =21,00
			V <sub>2</sub> =25,00
II.9	16	16	V <sub>1</sub> =21,00
			V <sub>2</sub> =25,00
Dla wszystkich próbek	przyjęto następu	jące parametry	spawania:
grań: I <sub>1</sub> =200 A	A; U <sub>1</sub> =28 V		
wypełnienie: I <sub>2</sub> =230	A; U <sub>2</sub> =29 V		

## 4.2. Metodyka badań strukturalnych

### Pomiar objętości względnej ferrytu w badanych próbkach

Objętość względną ferrytu w spoinach wyznaczono posługując się ferrytomierzem MP30. Pomiary pozwoliły na zgromadzenie dużej ilości wyników uzyskanych w rzeczywistych warunkach spawania. Ferrytomierz MP30 przeznaczony jest do pomiaru udziału objętościowego ferrytu w zakresie od 0,1 do 80%. Dokładność wskazań zastosowanej sondy pomiarowej wynosi:

- 0,05% w zakresie pomiarowym od 0 do 10% ferrytu,
- 0,5% w zakresie pomiarowym od 10 do 80% ferrytu.

Ferrytomierz przed każdą serią pomiarów kalibrowano z wykorzystaniem płytek wzorcowych. Procedury kalibracyjne uwzględniają rzeczywiste warunki pomiaru. Wytworzenie indukcji magnetycznej następuje w sondzie pomiarowej, która jest umieszczona na badanym przedmiocie. Sonda wysyła do przyrządu sygnał proporcjonalny do ilości ferrytu. Sygnał ten jest przetwarzany, wyświetlany i szacowany przez przyrząd oraz może zostać przesłany do innych urządzeń przez złącze szeregowe. Zasadę działania ferrytomierza przedstawia rysunek 4.4.



*Rys.4.4. Zasada działania ferrytomierza Fig. 4.4. Principle of operation of ferrite meter* 

# Pomiar ilościowy objętości względnej ferrytu na zgładach metalograficznych

Pomiary objętości względnej ferrytu w spoinie przeprowadzono, wykorzystując komputerowy system analizy obrazu. Metodę tę wybrano jako najdokładniejszą z możliwych do wykorzystania.

W celu ujawnienia struktury próbki trawiono za pomocą odczynnika o następującym składzie:

- 20 g kwaśnego fluorku amonowego,
- 0,5 g potasowego pirosiarczanu,
- 100 ml wody destylowanej.

Warunki trawienia : temperatura pokojowa

Czas: od 8 do 12 minut w zależności od próby

Suszenie preparatu pod zimnym powietrzem

Obrazem trawienia jest biała faza ferrytu, natomiast osnowa austenityczna ciemnobrązowa lub czarna.

Do pomiarów ilościowych ferrytu w spoinach próbek zastosowano komputerowy analizator obrazu IBAS 2000 firmy KONTRON. Pomiary wykonano na trawionych poprzecznych zgładach spoin. Pomiarów dokonano w obszarze spoiny w odległości 1mm i 3mm od lica spoiny. Obraz powierzchni zgładu (spoiny), widoczny w mikroskopie świetlnym IM35, firmy OPTON, przenoszony był na monitor analizatora za pomocą kamery telewizyjnej monochromatycznej TV BOSCH. Powiększenie obrazu na ekranie monitora wynosiło 800 x. Pomiary wykonano za pomocą programu komputerowego ułożonego ze standardowych procedur i funkcji pakietu IPS (Image Processing System) będącego firmowym oprogramowaniem analizatora obrazu IBAS 2000.

## 4.3. Metodyka badań zawartości pierwiastków

#### Metodyka badań składu chemicznego spoiny

Dla wybranych próbek wykonano badanie składu chemicznego spoiny. Oznaczono zawartość: C, Mn, Si, Cr i Ni. Oznaczenie zawartości C wykonano metodą kulometryczną wg [76]. Analiza została wykonana aparatem Coulomat 701, firmy Ströhlein. Oznaczenie zawartości Mn wykonano metodą Atomowej Spektrometrii Absorpcyjnej wg [77] aparatem ASA typ 3300, firmy Perkin Elmer. Oznaczenie Si wykonano klasyczną metodą analizy chemicznej – analizą wagową, z kwasem nadchlorowym wg [78]. Przy oznaczaniu Cr zastosowano metodę miareczkowania wizualnego wg [79]. Dla Ni oznaczenie wykonano klasyczną metodą analizy chemicznej – metodą wagową wg [80]. Gwarancyjna granica błędu w zastosowanych metodach nie przekracza 0,9%. Materiał do badań pobrano w postaci wiórków z badanych spoin.

### Badania metodą spektrometru dyspersji energii

W celu określenia składu chemicznego w mikroobjętościach spoiny zastosowano mikroanalizę rentgenowską. Zdolność rozdzielcza tej metody wynosi do 1µm, czułość ok. 10<sup>-14</sup>g. Minimalna wykrywalna zawartość pierwiastka przy średnicy wiązki 1µm wynosi 0,01%. Błąd oznaczenia zależy od zawartości pierwiastka w badanym obszarze i zmienia się od ok. 1% dla dużych zawartości składnika do 100% przy zawartościach zbliżonych do granicy wykrywalności.

Badania prowadzono na zgładach trawionych elektrolitycznie. Analizę składu chemicznego ferrytu i austenitu przeprowadzono metodą mikroanalizy rentgenowskiej przy użyciu spektrometru dyspersji energii firmy EDAX – Philips, który jest przystawką do elektronowego mikroskopu skaningowego XL30, firmy Philips.

## 4.4. Metodyka rejestracji cykli cieplnych spawania

Badania przeprowadzono za pomocą termoelementu wolfram - ren i rejestratora cykli cieplnych. Zastosowanie termoelementu o wysokiej temperaturze topnienia pozwoliło na

pomiar i rejestrację rzeczywistych cykli cieplnych przebiegających w spoinie. Ukosowane próbki spawano w utwierdzeniu na podkładce miedzianej chłodzonej wodą. W czasie prób termoelement był każdorazowo umieszczony nieruchomo w tym samym miejscu na powierzchni poprzednio wykonanego ściegu spoiny. Stabilne i powtarzalne usytuowanie termoelementu uzyskano przez wyfrezowanie w spawanych próbkach ciasno pasowanego rowka. Przemieszczające się w wyniku ruchu uchwytu spawalniczego jeziorko powodowało zatopienie w nim termoelementu, co pozwoliło na rejestrację pełnego cyklu cieplnego. Przyjęte warunki badań przedstawia tablica 4.4. Pomiary objętości względnej ferrytu w poszczególnych ściegach spoiny przeprowadzono zgodnie z wymaganiami normy [75]. Próby spawania wykonano przy minimalnej (8 kJ/cm) i maksymalnej (24 kJ/cm) energii liniowej spawania. W celu uniknięcia wypalania się pierwiastków stopowych zastosowano mieszankę gazów obojętnych 80%Ar + 20%He. Badania przeprowadzono dla trzech grubości blachy – 8, 16 i 24 mm.

Tablica 4.4

Numer	Grubość	Energia liniowa	Prędkość spawania						
próby	blach	spawania	cm/min						
	mm	kJ/cm							
		Drut G 23 12 L (CN 23/	/12 IG)						
III.1	8	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
II1.2	8	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			V <sub>2</sub> =16,70						
111.3	16	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
III.4	16	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			V <sub>2</sub> =16,70						
III.5	24	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
III.6	24	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			V <sub>2</sub> =16,70						
	Ι	Drut T 23 12 LRM3 (CN 2	23/12 FD)						
IV.1	8	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
IV.2	8	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			V <sub>2</sub> =16,70						
IV.3	16	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
IV.4	16	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			V <sub>2</sub> =16,70						
IV.5	24	8	V <sub>1</sub> =42,00						
			V <sub>2</sub> =50,00						
IV.6	24	24	V <sub>1</sub> =14,00						
			$V_2 = 16,70$						
	Dla wszystkich	próbek przyjęto następuja	ce parametry spawania:						
	Gran: $I_1=200 \text{ A}$ ; $U_1=28 \text{ V}$								
	W	vpełnienie: I <sub>2</sub> =230 A ;	U <sub>2</sub> =29 V						

Warunki badań oraz zestawienie parametrów technologicznych spawania

### 4.5. Metodyka analizy termicznej i derywacyjnej

Szybkość stygnięcia różnicowano w prowadzonych badaniach objętością (średnicą) badanych próbek, stosując przy tym dwa "modele badawcze". Pierwszy model polegał na rejestracji przebiegu krystalizacji próbek odlewanych oddzielnie do określonych próbników badawczych.

Odlewany model formowano w masie formierskiej na bazie piasku kwarcowego wiązanego bentonitem w ilości 7% z dodatkiem 5% H<sub>2</sub>O. Termoelement Pt – PtRh10 umieszczono w osłonie z rurki kwarcowej o średnicy 2,8mm, co niestety wprowadziło pewną bezwładność pomiaru temperatury. Warunkiem poprawnego pomiaru jest umieszczenie zgrzeiny termoelementu w centrum termicznym odlewu tak, aby do punktu pomiarowego nie "dopływało" ciepło z innych obszarów odlewu. Tworzywem do badań były wycięte mechanicznie ze złączy spawanych spoiny wykonane drutami typu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) i G 23 12 L (CN 23/12 IG). Wytopy prowadzono w piecu indukcyjnym VSG02 firmy Balzers o częstotliwości 8,5 kHz, w tyglu alundowym (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) o pojemności 0,25 dm<sup>3</sup>. Po uzyskaniu temperatury około 1650°C (kontrola termoelementem zanurzeniowym Pt – PtRh18), formę odlewniczą ustawiono wewnątrz kolumny pieca.

W celu uniknięcia wpływu pola magnetycznego na wyniki pomiarów przed odlewaniem wyłączano zasilanie pieca. Zarejestrowane wyniki pomiarów poddano obróbce za pomocą programu komputerowego "Analdta" [81 - 86].

Według drugiego "modelu badań" określono wpływ szybkości stygnięcia na przebieg krystalizacji odlewu segmentowego o zróżnicowanych średnicach i objętościach. Przekrój formy segmentowej i formy dla próbki o średnicy 20mm przedstawia rysunek 4.5.



 Rys. 4.5. Przekrój segmentowej formy badawczej do oceny wpływu intensywności stygnięcia na przebieg krystalizacji stopu oraz formy odlewniczej dla próbki o średnicy 20mm
 Fig. 4.5. Sections of testing split mould for assessment of effect of cooling rate on crystallisation of alloy and casting mould for sample with diameter of 20 mm

### 4.6. Metodyka badań symulacyjnych

Wpływ szybkości stygnięcia na przebieg przemian zachodzących w zakresie temperatury 1250 - 1000°C oraz 650 - 350°C na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej w spoinach o strukturze austenityczno–ferrytycznej wykonanych drutami typu 23/12 badano również z wykorzystaniem symulatora cykli cieplno–odkształceniowych. Badania prowadzono na próbkach wyciętych ze złączy spawanych. Symulacje cyklu cieplnego spawania prowadzono w obszarze obejmującym spoinę. Sposób pobierania oraz wymiary próbki przedstawia rysunek 4.6.





*Fig. 4.6. Method of drawing of a sample and sample dimensions for testing on a thermal cycle simulator* 

Badania przeprowadzono z wykorzystaniem symulatora cykli cieplno – odkształceniowych opracowanego w Instytucie Spawalnictwa. Działanie symulatora oparte jest na:

- 1 kontrolowanym nagrzewaniu próbek o przekroju kwadratowym 10 x 10 mm lub kołowym o średnicy 10 mm ciepłem Joule'a na skutek przepływu prądu zmiennego o częstotliwości 50 Hz do zadanej temperatury T<sub>max</sub> =1400°C,
- 2 kontrolowanym chłodzeniu próbki z szybkością określoną przez czas stygnięcia t<sub>8/5</sub> mieszczący się w zakresie od 3 do 600 s,
- 3 wytworzeniu w badanej próbce zadanego naprężenia (500 MPa) lub odkształcenia (30%)
   w dowolnym punkcie symulowanego cyklu cieplnego.

Symulator składa się z bloku energetycznego i sterowniczego.

Blok energetyczny pozwala na nagrzewanie próbki zamocowanej w szczękach mocującoprądowych metodą oporową za pomocą sterowanego fazowo transformatora zgrzewalniczego o mocy 40 kVA oraz na poddawanie próbki jednoosiowemu rozciąganiu lub ściskaniu za pomocą siłownika pneumatycznego sterowanego zaworem proporcjonalnym i zespołem elektrozaworów.

Blok sterowniczy steruje elementami części energetycznej w celu realizacji wybranego rodzaju symulacji cieplno-odkształceniowej, zgodnie z nastawionymi parametrami. Zadanie to polega na pomiarze temperatury, naprężenia i odkształcenia próbki, generowaniu odpowiednich przebiegów wielkości zadanych, tj. temperatury, naprężenia i odkształcenia oraz na takim sterowaniu transformatorem nagrzewającym i zaworem proporcjonalnym, aby wielkości rzeczywiste w procesie symulacji pokrywały się z wielkościami zadanymi. Całością tego zadania steruje sterownik mikroprocesorowy skonstruowany na bazie mikroprocesora 780S i modułowego systemu sterowniczo-pomiarowego.

Symulator cykli cieplno-odkształceniowych umożliwia przebieg szeregu prostych i złożonych cykli cieplnych, jak również cykli naprężeniowych i odkształceniowych, zapewniających prawidłowe prowadzenie badań skłonności do pękania gorącego, wyżarzeniowego i zimnego w symulowanej strefie wpływu ciepła.

Schemat blokowy symulatora cykli cieplno-odkształceniowych przedstawia rysunek 4.7.

W badaniach symulowano wyłącznie cykle cieplne bez wytwarzania zadanego odkształcenia.



*Rys.4.7. Schemat blokowy symulatora cykli cieplno-odkształceniowych Fig. 4.7. Block diagram of a thermal cycle simulator* 

1 - próbka poddana symulacji, 2 – szczęka mocująco-prądowa stała, 3 - szczęka mocującoprądowa ruchoma, 4 - prowadnica szczęk 1 i 2, 5 - cylinder pneumatyczny, 6 - czujnik pomiaru przemieszczania szczęki ruchomej, 7 - czujnik pomiaru siły, 8 - transformator nagrzewający próbkę, 9 - układ sterowania zaworami, 10 - sterownik mikroprocesorowy, 11 klawiatura sterownika mikroprocesorowego, 12 - termoelement kontrolny NiCr-Ni

# 5. WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE

# 5.1. Wyniki badań wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na objętość względną ferrytu w spoinie

Badania przeprowadzono w celu określenia wpływu podanych trzech czynników na objętość względną ferrytu wysokochromowego w spoinie, a następnie opracowania na podstawie uzyskanych wyników równań regresji wielokrotnej i wyznaczenia czynnika, który ma największy wpływ na objętość względną ferrytu. Wyniki przeprowadzonych badań zestawiono w tablicach 5.1 – 5.3. Pomiar objętości względnej ferrytu przeprowadzono za pomocą ferrytomierza.

Równania regresji liniowej, wartości współczynnika korelacji, błędu standardowego i błędu standardowego estymacji zostały zestawione w tablicy 5.4.

Tablica 5.1

Zestawienie parametrów spawania oraz wyników pomiarów objętości względnej ferrytu wysokochromowego w poszczególnych ściegach spoiny wykonanej drutem G 23 12 L

Nr próby	spawania			Objętoś	ć wzglęc	lna ferr z :	ytu wy: 5 pkt. p	sokoch omiaro %	romowe wych)	ego (wa	artość śi	rednia
	Grubość blachy mm	Energia liniowa spawania kJ/cm	Potencjał jonizacji gazów eV	1	2	3	Nr 4	ściegu 5	6	7	8	9
I.1	8	24	22,8	10,5	10,5	-	-	-	-	-	-	-
I.2	8	8	22,8	6,3	11,8	12,0	12,5	-	-	-	-	-
I.3	8	24	17,5	9,7	13,7	-	-	-	-	-	-	-
I.4	8	8	17,5	11,0	8,8	12,0	-	-	-	-	-	-
1.5	8	16	20,15	11,2	11,3	-	-	-	-	-	-	-
1.6	15	24	20,15	9,5	9,8	12,3	-	-	-	-	-	-
1.7	15	8	20,15	9,5	11,2	10,7	13,5	13,8	12,0	-	-	-
1.8	15	16	22,8	10,3	12,7	12,0	-	-	-	-	-	-
1.9	15	16	17,5	10,2	12,3	11,6	11,7	-	-	-	-	-
I.10	25	24	22,8	12,2	13,8	14,2	13,3	13,2	13,3	-	-	-
I.11	25	8	22,8	16,0	15,2	14,0	14,5	13,0	-	-	-	-
1.12	25	24	17,5	11,8	14,0	15,3	15,2	-	-	-	-	-
I.13	25	8	17,5	13,7	11,3	14,3	15,3	12,5	13,7	-	-	
I.14	25	16	20,15	11,7	12,2	14,0	15,5	14,2	14,5	-	-	-

(CN 23/12 IG)

46

35

### Zestawienie parametrów spawania oraz wyników pomiarów objętości względnej ferrytu

wysokochromowego w poszczególnych ściegach spoiny wykonanej drutem

Nr		Paramet	гу	Objętoś	ść wzglęć	lna ferr	ytu wy:	sokoch	romow	ego (wa	artość śr	ednia z
próby		spawani	ia			4	5 pkt. p	omiaro	wych)			
								%				_
	Grubość	Energia	Potencjał									
	blachy	liniowa	jonizacji									
	mm	spawania	gazów				N	r ściegu	ı			
		KJ/CIII	ev	1	2	3	4	5	6	7	8	9
I.1	8	24	22,8	13,2	-	-	-	-	-	-	-	-
1.2	8	8	22,8	9,7	10,4	11,3	-	-	-	-	-	
I.3	8	24	17,5	9,0	-	-	-	-	-	-	-	~
I.4	8	8	17,5	7,6	11,1	11,4	-	-	-	-	-	
1.5	8	16	20,15	10,5	10,9	-	-	-	-	-	-	-
I.6	15	24	20,15	10,1	12,9	12,2		-	-	-	~	
I.7	15	8	20,15	8,3	9,8	10,4	11,5	11,7	12,8	-	-	-
1.8	15	16	22,8	10,9	12,4	12,1	-	-	-	-	-	-
1.9	15	16	17,5	10,5	11,7	12,5	-	-	-	-	-	-
1.10	25	24	22,8	15,5	14,8	14,7	12,3	-	-	-	-	-
1.11	25	8	22,8	9,6	12,4	11,2	11,8	12,0	12,0	12,2	12,3	12,0
1.12	25	24	17,5	14,8	14,1	14,3	14,0	-	-	-	-	-

# T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

Tablica 5.3

16,0

Zestawienie parametrów spawania oraz wyników pomiarów objętości względnej ferrytu

12,2

14,3

12,5

14,5

13,6

15,2

14,5

18,1

18,3

17,7

19,7

18.9

17,5

1.13

I.14

25

25

8

16

17,5

20.15

11,3

13,7

wysokochromowego w poszczególnych ściegach spoiny wykonanej drutem

Nr próby	Parametry	spawania	Objętoś	Objętość względna ferrytu wysokochromowego (wartość średnia z 5 pkt. pomiarowych), %									
	Grubość blachy mm	Energia liniowa spawania kJ/cm	]	2	3	Nr 4	ściegu 5	6	7	8	9		
11.1	8	8	6,5	3,2	2,7	-	-	-	-	-	-		
11.2	8	24	9,2	-	-	-	-	-	-	-	~		
11.3	24	8	12,0	9,0	5,9	1,04	0,9	-	-	-	-		
11.4	24	24	17,3	6,3	-	-	-	-	-	-	-		
11.5	16	8	7,1	6,1	8,0	0,8	-	-	-	-	-		
II.6	16	24	6,1	-	-	-	-	-	-	-	-		
11.7	8	16	11,7	5,6	-	-	-	-	-	~	-		
II.8	24	16	16,6	7,3	5,8	0,22	0,8	-	-	-	- 1		
II.9	16	16	9,5	5,6	5,6	-	-	-	-	-	-		

MF 23 12 L (Thermanit 25/14 E/FD)

Na podstawie wyników zebranych w tablicach 5.1 - 5.3 opracowano równania regresji wielokrotnej. Wszystkie równania regresji liniowej zostały opracowane dla przyjętego współczynnika ufności  $\alpha = 0,05$ . Równania regresji wielokrotnej, wartości współczynnika korelacji, błędu standardowego i błędu standardowego estymacji zestawiono w tablicy 5.4.

Tablica 5.4

Równania regresji wielokrotnej, wartości współczynnika korelacji,

### błędu standardowego i błędu standardowego estymacji

NI	D/	1 / /	Was flammently	DL-J	Di-1				
INF	Kownanie regresji wielo	krotnej	wsporczynnik	Biąd	Влад				
warstwy			Korelacji	standardowy	standardowy				
			R	estymacji	Ĺ				
	Spoiny wykonane dr	utem G 23 12 L (CN 2	3/12 IG)						
1	$y = 9,87 + 0,265x_1 + 0,023x_2 - 0,147x_3$	(5.1)	0,73	2,16	6,34				
2	$y = 2,19 + 0,173x_1 + 0,016x_2 - 0,326x_3$	(5.2)	0,79	1,39	4,09				
3	$y = 12,39 + 0,183x_1 - 0,008x_2 - 0,128x_3$	(5.3)	0,84	1,01	2,97				
	Spoiny wykonane drute	em T 23 12 LRM3 (CN	23/12 FD)						
1	$y = 2,20 + 0,20x_1 + 0,17x_2 + 0,13x_3$	(5.4)	0,85	1,52	4,54				
2	$y = 7,54 + 0,14x_1 + 0,14x_2 + 0,017x_3$	(5.5)	0,90	0,80	2,41				
3	$\mathbf{y} = 10,39 + 0,\mathbf{098x_1} + 0,\mathbf{12x_2} + 0,\mathbf{073x_3}$	(5.6)	0,81	0,99	2,98				
Spoiny wykonane drutem MF 23 12 L (Thermanit 25/14 E/FD)									
1	$y = 2,16 + 0,38x_1 + 0,14x_2$	(5.7)	0,69	3,44	4,14				
Zmienne	niezależne spawania w równani	u dla spoin wykor	anych drut	em G 23	12 L (CN				
23/12 IG	) oraz T 23 12 LRM3 (CN 23/12 H	FD) oznaczono nast	epujaco:		``				
$x_1 - grub$	ość blach (parametr związany z w	arunkami odprowa	dzenia ciepł	a).					
$x_2 - ener$	gia liniowa spawania.	1	1	<i>,</i> ,,					
$x_2 - note$	nciał ionizacji mieszanki osłonow	ei							
7		· · · ·			00 10 T				
Zmienne	niezalezne spawania w rownan	iiu dia spoin wyk	onanych di	utem MF	23 IZ L				
(Therma	nit 25/14 E/FD) oznaczono następi	ująco:							
$x_1$ – energia liniowa spawania,									
$x_2 - grub$	ość blach (parametr zwiazany z w	arunkami odprowa	dzenia cienł	a).					
Zmienna	zależna dla wszystkich równań re	gresii liniowei:							
Zincinia	Zuiezhu dia wszystkich i ownan ie	gresji milowej.							
∣y – objęt	ość względna ferrytu wysokochror	nowego w spoinie.							

Otrzymane wyniki wskazują, że największy wpływ na objętość względną ferrytu mają zróżnicowane warunki odprowadzenia ciepła związane z różną grubością łączonych blach. W porównaniu do tego czynnika wpływ energii liniowej spawania i potencjału jonizacji mieszanki osłonowej (wpływającego na temperaturę łuku spawalniczego) jest niewielki. Współczynniki przy zmiennej związanej z grubością blachy w równaniach regresji wielokrotnej są dla większości równań o rząd większe, niż przy zmiennych związanych z energią liniową spawania i potencjałem jonizacji mieszanki osłonowej. Zmiana objętości względnej ferrytu w miarę zmiany warunków odprowadzenia ciepła ma miejsce również w przypadku drutu proszkowego samoosłonowego, gdzie nie występuje osłona gazowa.

Przy spawaniu drutem litym wraz ze wzrostem grubości blach, a tym samym zmianą warunków cieplnych krystalizacji ciekłego jeziorka i szybkości stygnięcia przy przemianach fazowych, następuje wzrost objętości względnej ferrytu w spoinie. Objętość względna ferrytu zmienia się od 6,3% do 16,0%. W przypadku drutu proszkowego objętość względna ferrytu

wynosi 7,6% do 19,7%. Podobna prawidłowość (zmiana objętości względnej ferrytu wysokochromowego wraz ze zmianą warunków odprowadzenia ciepła) wystąpiła przy spawaniu drutem proszkowym samoosłonowym.

Przeprowadzone badania wykazały, że spośród trzech przyjętych zmiennych eksperymentu (potencjał jonizacji osłony gazowej, energia liniowa spawania, warunki odprowadzenia ciepła) zdecydowanie największy wpływ na objętość względną ferrytu wysokochromowego w spoinie mają warunki odprowadzenia ciepła wpływające na szybkość stygnięcia, przy której następują przemiany fazowe zachodzące w stanie stałym.

# 5.2. Wyniki badań strukturalnych

Badania przeprowadzono w celu potwierdzenia wyników pomiarów objętości względnej ferrytu przeprowadzonych za pomocą ferrytomierza wykorzystującego magnetyczno – indukcyjną zasadę pomiaru. Analizie poddano objętość względną ferrytu wysokochromowego. Badania przeprowadzono na dwóch zestawach próbek. Pierwszy zestaw stanowiły przekroje poprzeczne spoin wykonanych drutem litym G 23 12 L (CN 23/12 IG) (oznaczenia cyfrowe odpowiadają numerom z kolumny 1 tablicy 5.1):

Ze względu na wątpliwe wyniki pomiaru objętości względnej ferrytu pomierzonego metodą indukcyjną (tablica 5.3) oraz złą jakość spoin wykonanych drutem proszkowym samoosłonowym zrezygnowano z ich dalszych badań. Zła jakość spoin mogła być wynikiem stosowanych parametrów spawania (wynikających z przyjętego plany eksperymentu), które znacznie przekraczały dopuszczalne wartości katalogowe przewidziane dla tego drutu.

Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w spoinach austenityczno ferrytycznych przedstawiono w postaci zbiorczej - tablice 5.5. i 5.6. W tablicach tych podano wartości średnie objętości względnej ferrytu i maksymalne dla każdej próbki wyznaczone na podstawie badań strukturalnych oraz w celu porównania wartość średnią z pomiarów przeprowadzonych ferrytomierzem. Przykłady struktury badanych próbek przedstawiono na rysunkach 5.1 i 5.2. Średnia objętość względna ferrytu w ostatniej warstwie spoiny określona

metalograficznie na głębokości 1 i 3mm oraz zmierzona ferrytomierzem

Nr próbki	Parat Grubość blachy, mm	metry spav Energia liniowa spawania, kJ/cm	vania Potencjał jonizacji gazów, eV	Objętość względna ferrytu (1mm), %	Współcz. kształtu	Udział ferrytu (3mm), %	Współcz. kształtu	Objętość względna ferrytu (zmierzona ferrytomie rzem), %		
Spoiny wykonane drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG)										
1.2	8	8	22,8	2,118	1,793	8,11	2,08	12,5		
1.3	8	24	17,5	8,368	2,391	14,67	2,16	13,7		
1.12	25	24	17,5	11,115	1,996	12,97	2,28	15,2		
1.13	25	8	17,5	11,736	2,188	9,58	2,43	13,7		
		Spoiny wy	konane d	rutem T 23	3 12 LRM3	(CN 23/12 ]	FD)			
I.1	8	24	22,8	7,595	2,306	8,29	2,40	13,2		
I.4	8	8	17,5	8,62	2,200	7,99	2,41	11,4		
1.10	25	24	22,8	11,694	2,396	10,91	2,53	14,3		
I.11	25	8	17,5	10,049	2,074	9,85	2,29	11,7		

Tablica 5.6

Maksymalna objętość względna ferrytu w ostatniej warstwie spoiny określona

metalograficznie na głębokości 1 i 3mm oraz zmierzona ferrytomierzem

Nr próbki	Para	metry spav	vania	Objętość	Objętość	Objętość względna ferrytu					
	Grubość blachy, mm	Energia liniowa spawania, kJ/cm	Potencjał jonizacji gazów, eV	względna ferrytu (1mm), %	względna ferrytu (3mm), %	(zmicrzona ferrytomie rzem), %					
	Spoiny wykonane drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG)										
1.2	8	8	22,8	3,42	18,24	12,5					
1.3	8	24	17,5	10,81	13,55	13,7					
1.12	25	24	17,5	14,35	18,58	15,2					
I.13	25	8	17,5	14,37	12,47	13,7					
		Spoiny w	ykonane d	lrutem T 2	3 12 LRM3	(CN 23/12 FD)					
I.1	8	24	22,8	9,67	10,75	13,2					
1.4	8	8	17,5	10,28	10,22	11,4					
I.10	25	24	22,8	13,63	11,94	14,3					
I.11	25	8	17,5	20,14	14,56	17,9					

15



- Rys. 5.1. Struktura austenityczno ferrytyczna, próbka I.2, spoina wykonana drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG), 3 mm od lica spoiny; grubość blachy - 8 mm, energia liniowa spawania – 8 kJ/cm, potencjał jonizacji gazów 22,8 eV (ferryt – po trawieniu obraz biały, austenit – obraz szary)
- Fig. 5.1. Austenitic-ferritic structure, sample I.2, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire, distance of 3 mm from face side; sheet gauge – 8 mm, energy input – 8 kJ/cm, gas ionisation potential 22.8 eV (image after etching: ferrite – white, austenite – grey)



- Rys. 5.2. Struktura austenityczno ferrytyczna, próbka I.3, spoina wykonana drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG), 3 mm od lica; grubośc blachy - 8 mm, energia liniowa spawania – 24 kJ/cm, potencjał jonizacji gazów 17,5 eV (ferryt – po trawieniu obraz biały, austenit – obraz szary)
- Fig. 5.2. Austenitic-ferritic structure, sample I.3, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire, distance of 3 mm from face side; sheet gauge – 8 mm, energy input – 24 kJ/cm, gas ionisation potential 17,5 eV (image after etching: ferrite – white, austenite – grey)

Objętość względna ferrytu zmierzona w badanych próbkach za pomocą ferrytomierza jest zawsze większa od średniej objętości względnej ferrytu wyznaczonej metodą komputerowej analizy obrazu. Różnica ta wynosi od ok. 1% do ok. 6% (Tablica 5.5 ). Maksymalne wartości wyznaczone metalograficznie są zbliżone do wartości uzyskanych przez pomiar metodą indukcyjną. Różnica ta wynosi ok.  $\pm 2\%$  (Tablica 5.6). Wyniki uzyskane w badaniach strukturalnych potwierdzają zróżnicowaną objętość względną ferrytu w spoinie w zależności od warunków odprowadzenia ciepła.

# 5.3. Wyniki badań składu chemicznego spoiny

Badania przeprowadzono w celu określenia składu chemicznego metalu spoiny, obliczenia równoważników niklu i chromu, wyznaczenia na podstawie wykresu Schaefflera objętości względnej ferrytu wysokochromowego oraz porównania go z objętością zmierzoną ferrytomierzem metodą indukcyjną. Porównanie objętości względnej ferrytu wyznaczonego na podstawie wykresu Schaefflera przy uwzględnieniu tylko składu chemicznego z rzeczywistą objętością względną ferrytu zmierzoną w spoinach wykonanych przy różnych warunkach odprowadzenia ciepła przeprowadzono w celu wykazania wpływu tych warunków na jego objętość względną w temperaturze pokojowej.

Tablica 5.7

Skład chemiczny spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG), w warunkach

Nr próbki	Skład chemiczny, %									
	С	Si	Mn	Cr	Ni					
1.2	0,020	0,52	1,66	22,39	12,20					
I.3	0,030	0,77	1,47	22,04	12,00					
1.12	0,018	0,65	1,57	22,76	12,20					
I.13	0,018	0,56	1,66	22,85	12,80					

określonych przez parametry spawania wg tablicy 5.1

Tablica 5.8

Skład chemiczny spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG), w warunkach określonych przez parametry spawania wg tablicy 5.2

Nr próbki	Skład chemiczny, %									
	С	Si	Mn	Cr	Ni					
I.1	0,031	0,89	1,42	21,33	13,10					
I.4	0,029	0,72	1,49	21,78	11,90					
I.10	0,023	0,74	1,43	21,60	12,30					
I.11	0,023	0,75	1,45	21,59	12,20					

Równoważnik niklu i równoważnik chromu wyznaczono na podstawie zależności (2.1a) i (2.1b).

Tablica 5.9

Objętość względna ferrytu w spoinie wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) obliczona na podstawie wykresu Schaefflera oraz pomierzona ferrytomierzem – parametry spawania

Nr próbki	Nieq	Cr <sub>eq</sub>	Objętość względna ferrytu	Objętość względna ferrytu
			(wyznaczona z wykresu	(pomierzona za pomocą
			Schaefflera) %	ferrytomierza) %
I.2	13,63	23,27	9,0	12,5
1.3	13,64	22,96	9,5	8,8
1.12	13,53	23,74	10,5	15,2
I.13	14,17	23,69	9,0	13,7

wg tablicy 5.1

Tablica 5.10

Objętość względna ferrytu w spoinie wykonanej drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) obliczona na podstawie wykresu Schaefflera oraz pomierzona ferrytomierzem – parametry spawania wg tablicy 5.2

Nr próbki	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Objętość względna ferrytu	Objętość względna ferrytu
-	, í	,	(wyznaczona z wykresu	(pomierzona za pomocą
			Schaefflera) %	ferrytomierza) %
1.1	14,74	22,67	6,5	9,6
I.4	14,12	22,86	7,5	11,4
I.10	13,70	22,71	9,0	12,3
1.11	13,62	22,42	9,0	17,9

Wykresy Schaefflera z zaznaczoną objętością względną ferrytu wyznaczonym po obliczeniu równoważnika niklu i chromu oraz zmierzonym metodą indukcyjną przedstawia rysunek 5.3.





*b)* – spoina wykonana drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

- Fig. 5.3. Schaeffler diagram with ferrite relative volume determined after calculation of nickel and chromium equivalents (+) as well as measured with ferrite meter (0);
  - a) weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire
  - b) weld made with T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) wire

Przeprowadzone badania wykazały, że skład chemiczny spoin wszystkich wykonanych drutem litym i drutem proszkowym próbek był bardzo zbliżony ( $\pm$  0,6) – tablice 5.7 i 5.8. Przy określaniu objętości względnej ferrytu na wykresie Schaefflera uzyskano duże skupienie punktów dla wszystkich badanych próbek mimo różnych warunków odprowadzenia ciepła występujących przy ich spawaniu. Biorąc pod uwagę wyłącznie skład chemiczny oraz obliczone na jego podstawie równoważniki niklu i chromu stwierdzono, że objętość względna ferrytu wyznaczona na podstawie wykresu Schaefflera we wszystkich próbkach (dla danego drutu) jest zbliżona. Objętość względna ferrytu dla spoin wykonanych drutem litym różni się o 1,5%, natomiast dla wykonanych drutem proszkowym osłonowym o 2,5 %. W przypadku pomiarów wykonanych ferrytomierzem objętość względna ferrytu zmierzona ferrytomierzem jest różna w zależności od warunków stygnięcia spoiny (rysunek 5.3).

# 5.4. Wyniki badań metodą spektrometru dyspersji energii

Celem badań metodą spektrometru dyspersji energii jest:

- pomiar zawartości chromu i niklu w ziarnach austenitu i ferrytu w próbkach o różnym objętościowym udziale ferrytu,
- ujawnienie wpływu szybkości stygnięcia jeziorka spawalniczego i spoiny na zawartość chromu i niklu w ziarnach austenitu i ferrytu,
- określenie związku między zawartością chromu i niklu w ziarnach austenitu i ferrytu a objętością względną ferrytu (zmierzoną ferrytomierzem) w badanych próbkach,
- weryfikacja na podstawie zawartości Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu czasu przemiany wyznaczonego z równania Johnsona – Mehla – Avramiego (opracowanego przy wykorzystaniu równania regresji wielokrotnej obliczonego na podstawie uzyskanych w badaniach danych pomiarowych – objętości względnej ferrytu i czasu wyznaczonego z cykli cieplnych spawania) – rozdział 5.5.2.



- Rys. 5.4. Przykładowy wynik pomiaru zawartości Cr i Ni przeprowadzonego metodą spektrometru dyspersji energii w ziarnie austenitu (próbka I.11 oznaczenie według tablicy 5.2)
- Fig. 5.4. Example of the result of Cr and Ni contents measurement performed with use of energy dispersive spectrometry in austenite grain (sample I.11 denotation according to table 5.2)



- Rys. 5.5. Przykładowy wynik pomiaru zawartości Cr i Ni przeprowadzonego metodą spektrometru dyspersji energii w ziarnie ferrytu (próbka I.10 – oznaczenie według tablicy 5.2)
- Fig. 5.5. Example of the result of Cr and Ni content measurement performed with use of energy dispersive spectrometry in ferrite grain (sample I.10 – denotation according to table 5.2)



- Rys. 5.6. Ziarna ferrytu i austenitu z zaznaczona linią, wzdłuż której prowadzono pomiar zawartości Cr i Ni
- Fig. 5.6. Ferrite and austenite grains with line along which Cr and Ni contents measurements were made



- Rys. 5.7. Przykładowy przebieg zmian zawartości Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu (wzdłuż linii pomiarowej zaznaczonej na rys. 5.6)
- Fig. 5.7. Example of Cr and Ni changes of content in austenite and ferrite grains (along the measurement line marked on Fig. 5.6)

Zawartość Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu w spoinach wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) - numery próbek i parametry spawania wg tablicy 5.1

Nr					Pun	ikty p	omiar	owe					W	artość	średr	nia
prób		1		2		3 4 5 6						]				
-ki		T		α		Y		α		ï	α		Ϋ́		α	
	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Ст %	Ni %	Ст %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %
I.2	22,30	15,85	28,41	9,01	22,01	14,95	28,99	9,02	22,15	14,34	29,04	8,13	22,15	15,05	28,81	8,72
1.3	20,89	15,26	29,53	7,41	21,24	15,15	30,14	6,83	21,59	14,67	29,09	7,13	21,24	15,03	29,59	7,12
1.9	22,40	14,89	28,92	8,55	21,72	14,89	25,96	10,86	21,51	15,00	28,18	8,41	21,88	14,93	27,69	9,27
I.10	21,71	14,15	2 <b>8</b> ,00	8,99	21,65	15,51	29,14	8,43	22,18	14,10	27,26	9,47	21,84	14,59	28,13	8,96
I.12	21,83	16,18	29,16	8,84	22,34	15,77	29,19	8,75	21,97	15,49	28,31	9,54	22,05	15,81	28,87	9,04
1.13	22,58	14,84	29,11	8,63	22,49	15,10	28,48	9,04	22,88	14,89	29,48	8,27	22,65	14,94	29,02	8,65

Tablica 5.12

Zawartość Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu w spoinach wykonanych drutem drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) - numery próbek i parametry spawania wg tablicy 5.2)

Nr			_		Pun	kty p	omiar	owe					W	artość	średr	nia
prób		1		2		3	4	4 5			(	6				
-ki		Y	(	α		Y	α γ		α			Y	α			
	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %	Ст %	Ni %	Ст %	Ni %	Cr %	Ni %	Cr %	Ni %
I.1	20,72	13,40	29,59	6,37	20,92	14,49	28,27	7,74	21,02	14,17	29,67	6,73	20,89	14,02	29,18	6,95
I.4	21,22	15,22	27,50	8,88	20,44	14,92	28,14	7,81	21,25	14,88	27,47	9,41	20,97	15,00	27,70	8,70
1.5	22,15	14,76	27,65	10,05	22,65	15,32	28,82	8,92	22,84	14,50	28,81	9,57	22,55	14,86	28,45	9,30
I.6	21,85	13,70	28,71	8,65	22,21	15,24	28,20	9,31	22,12	15,63	28,89	8,54	22,06	15,86	28,60	8,83
1.10	21,11	14,62	27,77	8,58	20,92	13,45	28,54	7,65	20,61	15,17	27,69	8,37	20,88	14,41	28,00	8,20
I.11	22,13	16,25	28,20	8,62	22,38	13,37	25,80	10,55	21,87	13,64	27,91	8,97	22,13	14,42	27,30	9,38

Zestawienie średniej zawartości i odchylenia standardowego Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu oraz objętości względnej ferrytu w spoinie wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) - numery próbek i parametry spawania wg tablicy 5.1

Nr			ĩ			(	ı		Objętość	
próbki	C	г	N	i	Ci	r	N	i	względna	
	%	ó	%	Ó	%			%		
	Srednia	S <sub>x</sub>	Šrednia	Sx	Srednia	S <sub>x</sub>	Srednia	Sx	%	
I.2	22,15	0,145	15,05	0,795	28,81	0,350	8,72	0,510	12,5	
I.3	21,24	0,350	15,03	0,310	29,59	0,527	7,12	0,176	13,7	
1.9	21,88	0,465	14,93	0,063	27,69	1,540	9,27	1,376	11,7	
I.10	21,84	0,290	14,59	0,800	28,13	0,947	8,96	0,520	13,3	
I.12	22,05	0,264	15,81	0,347	28,87	0,499	9,04	0,432	15,2	
I.13	22,65	0,204	14,94	0,137	29,02	0,505	8,65	0,385	13,7	

Zestawienie średniej zawartości i odchylenia standardowego Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu oraz objętości względnej ferrytu w spoinie wykonanej drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) - numery próbek i parametry spawania wg tablicy 5.2

Nr			٣				Objętość		
próbki	C	r	N	i	C	r	N	względna	
	%	6	9/	ó	%	0	9	α	
	Srednia	Sx	Srednia	Sx	Srednia	Sx	Srednia	S <sub>x</sub>	%
I.1	20,89	0,152	14,02	0,560	29,18	0,786	6,95	0,710	13,2
1.4	20,97	0,459	15,00	0,186	27,70	0,378	8,70	0,815	11,4
1.5	22,55	0,356	14,86	0,419	28,45	0,672	9,30	0,567	10,9
1.6	22,06	0,187	15,86	1,020	28,60	0,357	8,83	0,416	12,2
1.10	20,88	0,252	14,41	0,878	28,00	0,469	8,20	0,487	12,3
1.11	22,13	0,255	14,42	1,590	27,30	1,309	9,38	1,028	12,0

Nr próbki	Cr	Ni	Objętość względna α
	%	%	%
	Spoiny wykonane drutem G	23 12 L (CN 23/12 IG)	
	(numery próbek i parametry sp	pawania wg tablicy 5.1)	
I.2	6,66	6,33	12,5
1.3	8,35	7,93	13,7
1.9	5,81	5,66	11,7
1.10	6,29	5,63	13,3
1.12	6,82	6,77	15,2
1.13	6,37	6,29	13,7
SI	ooiny wykonane drutem T 23	12 LRM3 (CN 23/12 FD)	
	numery próbek i parametry sp	bawania wg tablicy 5.2)	
I.1	8,29	7,07	13,2
I.4	6,73	6,30	11,4
1.5	5,90	5,56	10,9
1.6	6,54	7,03	12,2
1.10	7,12	6,21	12,3
I.11	5,17	5.04	12.0

Zestawienie różnicy zawartości chromu i niklu w ziarnach austenitu i ferrytu  $(Cr_{\delta} - Cr_{\gamma} i Ni_{\gamma} - Ni_{\delta})$  oraz wyników pomiarów objętości względnej ferrytu

Przeprowadzone pomiary zawartości Cr i Ni w poszczególnych ziarnach austenitu jak i ferrytu wykazały różnicę stężenia tych pierwiastków dla wszystkich badanych próbek, wykonanych przy różnych warunkach odprowadzenia ciepła (tablica 5.11-5.14). Maksymalna wartość odchylenia standardowego dla Ni wynosiła 1,59%, natomiast dla Cr - 1,54% (tablica 5.13 - 5.14). Różnica zawartości Cr między ziarnami austenitu i ferrytu wynosiła od 5,63% do 7,93% (dla spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) oraz od 5,17% do 8,29% (dla spoin wykonanych drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)). Różnica zawartości Ni między ziarnami austenitu i ferrytu wynosiła od 5,81% do 8,35% (dla spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) oraz od 5,04% do 7,07% (dla spoin wykonanych drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD). Uzyskane wyniki wskazują na to, że różnej zawartości Ni i Cr w poszczególnych ziarnach zarówno austenitu, jak i ferrytu odpowiada różna objętość względna ferrytu. Objętość względna ferrytu w poszczególnych próbkach zmienia się w przypadku spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) od 11,7% do 15,2%, natomiast w przypadku spoin wykonanych drutem CN 23/12 FG od 10,9% do 13,2% (tablica 5.14). Wyniki uzyskane w badaniach przeprowadzonych metodą spektrometru dyspersji energii wykorzystano do weryfikacji wyników uzyskanych w badaniach związanych z zastosowaniem termoelementu do pomiarów i rejestracji cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie. Sposób postępowania, przeprowadzone wyliczenia oraz ich wyniki przedstawiono w rozdziale 5.5.2.

### 5.5. Wyniki rejestracji cykli cieplnych spawania

Celem badań było uzyskanie przebiegów rzeczywistych cykli cieplnych zachodzących w spoinie. Rejestracja cykli cieplnych umożliwia dokładne określenie chwilowej temperatury, czasu przebywania jeziorka w stanie ciekłym, szybkości stygnięcia spoiny, punktów charakterystycznych cyklu – krystalizacji jeziorka oraz przemian  $\delta \rightarrow \gamma i \quad \gamma \rightarrow \alpha$ . Przykładowe przebiegi zarejestrowanych cykli cieplnych spawania przedstawiono na rysunkach 5.8 – 5.9.

Uzyskane dane pomiarowe zostały wykorzystane do:

- wyznaczenia czasu stygnięcia w zakresie temperatury 1450 1000° (t<sub>1450 1000</sub>) oraz 650 350°C (t<sub>650 350</sub>) na podstawie cykli cieplnych wyznaczonych w rzeczywistych warunkach spawania,
- określenia zależności między czasem t = 1,1 t<sub>650 350</sub> jako parametrem charakteryzującym szybkość stygnięcia spoiny a objętością względną ferrytu.

Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w spoinach wykonanych drutami T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) zamieszczono w tablicach 5.16. – 5.20, a drutami G 23 12 L (CN 23/12 IG) - w tablicach 5.21 – 5.32. W tablicach 5.33 – 5.34 przedstawiono zestawienie zbiorcze wartości średnich z uzyskanych wyników przeprowadzonego za pomocą ferrytomierza pomiaru objętości względnej ferrytu oraz czas stygnięcia spoin w zakresie temperatury od 1450 do 1000° ( $t_{1450-1000}$ ) i od 650 do 350°C ( $t_{650-350}$ ).

### Tablica 5.16

Objętość względna ferrytu w ściegu 1, drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) -

Nr		Punkt	y pomi	arowe		Objętość względna ferrytu, %						
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>			
IV.1	13,0	14,0	15,0	12,5	15,2	15,2	12,5	13,9	1,19			
IV.2	10,0	11,0	10,0	10,0	8,0	11,0	8,0	9,8	1,09			
IV.3	17,1	14,1	16,8	17,0	16,1	17,1	14,1	16,22	1,24			
IV.4	14,0	15,5	15,2	15,5	16,0	16,0	14,0	15,24	0,75			
IV.5	15,0	16,5	16,0	16,0	16,5	16,5	15,0	16,0	0,61			
IV.6	11,0	12,5	12,0	11,0	8,2	12,5	8,2	10,9	1,66			

parametry spawania wg tablicy 4.4

Objętość względna ferrytu w ściegu 2, drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) -

noromotru	010031/01010	337.07	tobliosz / /
	SUGWAIIIA	wy	Lau = U + 4
r j	- P - · · · · · · · · · · · · · · · · ·	D	

Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %					
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>			
IV.3	14,8	15,5	16,1	16,4	15,6	16,4	14,8	15,68	0,61			
IV.4	15,0	16,3	15,5	16,0	15,8	16,0	14,3	15,72	0,49			
IV.5	9,0	11,0	12,0	11,5	9,0	12,0	9,0	10,5	1,41			
IV.6	7,5	10,0	10,7	10,0	10,0	10,7	7,5	9,78	1,32			

Tablica 5.18

Objętość względna ferrytu w ściegu 3, drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) -

Parametry	spawania	wg	tablicy 4.4	•
-----------	----------	----	-------------	---

Nr		Punkt	y pomi	arowe		Objętość względna ferrytu, %					
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
IV.3	13,7	14,1	14,7	14,9	15,1	15,1	13,7	14,5	0,58		
IV.4	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
IV.5	10,8	10,8	11,0	12,0	10,0	12,0	10,0	10,92	0,71		
IV.6	8,0	9,8	12,1	11,8	11,0	12,1	8,0	10,54	1,67		

Tablica 5.19

Objętość względna ferrytu w ściegu 4, drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) -

norometry	chattanta	WO	tablicy	A A
Daramenty	SUawaina	WYZ	launcy	<b>T.T</b>
		· · · · · ·		

Nr		Punkt	y pomi	arowe		Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Średnia	Odch. stand. S <sub>x</sub>	
IV.3	13,8	12,8	13,0	12,0	12,1	13,8	12,0	12,74	0,73	
IV.5	13,1	14,2	13,8	15,1	16,2	16,2	13,1	14,48	1,20	
IV.6	13,1	12,8	15,0	16,0	15,9	16,0	13,1	14,56	1,52	

Tablica 5.20

Objętość względna ferrytu w ściegu 5, 6, 7, 8, drut T 23 12 LRM3

Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Średnia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
IV.5	14,5	15,1	14,3	13,0	14,5	15,1	13,0	14,28	0,77		
IV.5	15,7	15,5	14,8	15,1	15,1	15,7	14,8	15,24	0,35		
IV.5	14,1	14,9	15,1	14,5	14,8	15,1	14,1	14,68	0,38		
IV.5	12,3	13,9	14,1	15,2	16,0	16,0	12,3	14,3	1,41		

(CN 23/12 FD) – parametry spawania wg tablicy 4.4

Objętość względna ferrytu w ściegu 1, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

parametry	spawania	wg	tablicy 4.4
parametry	spawama	**5	tuoney 1.1

Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %					
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>			
III.1	13,1	10,8	9,9	10,2	10,0	13,1	9,9	10,8	1,33			
111.2	9,1	8,2	9,8	9,9	8,5	9,9	8,2	9,1	0,75			
111.3	14,1	10,5	11,5	10	9,1	14,1	9.1	11,04	1,92			
III.4	11,2	10,1	9,5	8,4	9,1	11,2	8,4	9,66	1,06			
111.5	14,8	10,5	8,6	11,9	10,8	14,8	8,6	11,32	2,28			
111.6	15,6	9,9	10,3	9,5	9,0	15,6	9,0	10,86	2,69			

Tablica 5.22

Objętość względna ferrytu w ściegu 2, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

					paran	icity spawa	ma wg tao	псу ч.ч			
Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Średnia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
III.1	9,5	10,1	9,9	10,2	10,9	10,9	9,5	10,12	0,51		
III.2	-	-	-	-	-	-	-	-	-		
III.3	14,1	13,8	13,9	13,8	12,9	14,1	12,9	13,7	0,46		
III.4	13,2	11,0	11,9	12,8	12,9	13,2	12,9	12,34	0,90		
111.5	15,5	14,8	13,1	14,5	15,0	15,5	13,1	14,58	0,90		
111.6	13,5	15,2	14,5	13,8	14,5	15,2	13,5	14,3	0,67		

parametry spawania wg tablicy 4.4

Tablica 5.23

Objętość względna ferrytu w ściegu 3, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

parametry spawalla wg tablicy 4.4	parametry	spawania	wg	tablicy	4.4
-----------------------------------	-----------	----------	----	---------	-----

Nr		Punkt	y pomi	arowe		Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>	
111.3	8,5	9,9	8,9	9,6	9,9	9,9	8,5	9,36	0,63	
111.5	9,9	14,5	12,9	14,8	15,2	9,9	15,2	13,46	2,17	
111.6	13,1	13,7	13,5	14,5	13,8	14,5	13,1	13,72	0,51	

Objętość względna ferrytu w ściegu 4, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

Nr	Punkty pomiarowe						Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
III.3	11,9	13,1	12,5	12,0	8,1	13,1	8,1	11,52	1,97		
III.5	17,0	16,3	15,4	16,5	15,5	17,0	15,4	16,14	0,68		
111.6	14,7	13,0	12,3	14,5	14,1	14,7	12,3	13,72	1,03		

parametry spawania wg tablicy 4.4

Tablica 5.25

Objętość względna ferrytu w ściegu 5, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

	•		2 1 1 <sup>1</sup> 4 4
parametry	spawania	wg	tablicy 4.4
F	- P		

Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
111.5	15,1	15,5	14,5	13,5	15,9	15,9	13,5	14,9	0,93		
III.6	15,5	14,2	15,5	16,1	15,5	16,1	14,2	15,36	0,69		

Tablica 5.26

Objętość względna ferrytu w ściegu 6, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

Nr		Punkt	y pomi	arowe			Objętość względna ferrytu, %				
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
111.5	15,1	16,0	15,9	16,9	15,0	16,9	15,0	15,78	0,77		
111.6	15,8	14,1	14,1	12,8	14,5	15,8	12,8	14,06	1,07		

parametry spawania wg tablicy 4.4

15

Objętość względna ferrytu w ściegach 7 - 13, drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -

Nr		Punkt	y pomi	arowe		Objętość względna ferrytu, %					
próby	1	2	3	4	5	Max	Min	Srednia	Odch. stand. S <sub>x</sub>		
III.5	13,0	14,3	14,8	15,2	15,9	15,9	13,0	14,64	1,09		
III.5	15,1	17,5	18,5	17,1	19,1	18,5	15,1	17,26	1,53		
111.5	13,0	13,1	14,2	13,5	13,8	14,2	13,0	13,52	0,49		
III.5	12,5	12,1	15,1	13,5	15,9	15,9	12,1	13,82	1,64		
111.5	11,5	13,5	13,8	12,9	13,6	13,8	11,5	13,06	0,93		
III.5	12,6	12,1	15,1	13,8	13,5	15,1	12,1	13,42	1,16		
III.5	13,1	14,2	13,3	13,1	13,2	13,3	12,2	13,38	0,46		

parametry spawania wg tablicy 4.4

Wyniki zamieszczone w tablicach 5.28 i 5.29 stanowią wartość średnią z przeprowadzonych pomiarów.

Tablica 5.28

Zestawienie parametrów spawania oraz wyników pomiarów objętości względnej

ferrytu w poszczególnych ściegach złącza spawanego - drut T 23 12 LRM3

(CN 23/12	FD) -	parametry s	pawania w	g tablicy 4.4
-----------	-------	-------------	-----------	---------------

	Średnia objętość względna ferrytu w ściegach spoin											
	%											
Nr	Grubość	Energia										
próby	blach mm	spawania					Ścieg	i				
		kJ/cm	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
IV.1	8	8	14,2	14,0	-	-	-	-	-	-	-	
IV.2	8	24	9,5	-	-	-	-	-	-	-	-	
IV.3	16	8	16,42	15,68	14,5	12,74	-	-	-	-	-	
IV.4	16	24	15,24	15,70	-	-	-	-	-	-	-	
IV.5	24	8	16,0	10,5	10,90	14,80	14,28	15,24	14,68	14,30	-	
IV.6	24	24	10,9	9,64	10,92	14,56	-	-	-	-	-	

Zestawienie parametrów spawania oraz wyników pomiarów objętości względnej

# ferrytu w poszczególnych ściegach złącza spawanego –

drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) -parametry spawania wg tablicy 4.4

		Srednia objętość względna ferrytu w ściegach spoiny													
	%														
Nr	Grub.	Energia													
próby	blach	spaw.													
	mm kJ/cm Ściegi														
			1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
III. I	8	8	10,8	10,12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
III.2	8	24	9,1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
III.3	16	8	11,4	13,7	9,36	11,52	-	-	-	-	-	-	-	-	-
III.4	16	24	9,66	13,48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	•
III.5	24	8	11,32	14,58	13,48	16,14	14,90	15,78	14,64	17,2	13,5	13,8	13,0	13,4	11,9
III.6	24	24	10,36	14,30	13,72	13,72	15,36	14,06	-	-	-	-	-	-	-

35



Rys. 5.8. Przebieg cyklu cieplnego spawania – spoina wykonana drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD), grubość łączonych blach g = 24 mm, ścieg 6, parametry spawania wg tablicy 4.4 I = 230A, U = 29V, E<sub>L</sub> = 24 kJ/cm
Fig. 5.8. Welding thermal cycle – a weld made with T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) wire,

welded sheets gauges g = 24 mm, bead 6, welding parameters according to table 4.4 I = 230 A, U = 29 V,  $E_L = 24 kJ/cm$ 



Rys. 5.9. Przebieg cyklu cieplnego spawania – spoina wykonana drutem

G 23 12 L (CN 23/12 IG), grubość łączonych blach g = 16 mm, ścieg 1, parametry spawania wg tablicy 4.4 I = 200A, U = 28V, E<sub>L</sub> = 8 kJ/cm Fig. 5.9. Welding thermal cycle – a weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire, welded sheets gauges g = 16 mm, bead 1, welding parameters according to table 4.4 I = 200 A, U = 28 V, E<sub>L</sub> = 8 kJ/cm W tablicach 5.30 – 5.31 przedstawiono porównanie objętości względnej ferrytu z czasem przebywania spoiny w zakresie temperatury 1450 – 1000 °C ( $t_{1450.1000}$ ) i 650 - 350°C ( $t_{650.350}$ ).

Tablica 5.30

Nr próby	Nr warstwy	t <sub>1450 - 1000</sub>	t <sub>650 - 350</sub>	$t_{1450-1000}$ +	Obj. wzg
		S	S	t <sub>650 - 350</sub>	α
				S	%
III.1	1	5,4	62,0	67,4	10,80
III.2	1	5,2	58,0	63,2	10,12
	2	-	-	-	9,10
	1	-	-	-	11,4
III.3	2	8,0	72,0	80,0	13,7
	3	5,0	55,0	60,0	9,36
	4	4,8	60,0	64,8	11,52
III.4	1	4,6	54,0	58,6	9,66
	2	7,4	82,0	89,4	13,48
	1	-	-	-	13,32
	2	-	-	-	14,58
	3	-	-	-	13,48
	4	10,2	98,0	108,2	16,14
	5	-	-	-	14,90
	6	10,2	90,0	100,2	15,78
III.5	7	7,4	85,0	92,4	14,64
	8	11,2	100,0	111,2	17,20
	9	7,5	78,0	85,5	13,52
	10	7,6	82,0	89,6	13,82
	11	-	-	-	13,00
	12	-	-	-	13,40
	13	-	-	-	11,90
	1	5,5	62,0	67,5	10,36
	2	7,2	84,0	91,2	14,30
	3	7,8	75,0	82,8	13,72
III.6	4	7,8	84,6	92,4	13,72
	5	-	-	-	15,36
	6	72	88.8	96.0	14.06

Zestawienie objętości względnej ferrytu i czasu przebywania spoiny w zakresie temperatury 1450 – 1000 °C (t<sub>1450 - 1000</sub>) i 650 - 350°C (t<sub>650 - 350</sub>), drut G 23 12 L (CN 23/12 IG) - parametry spawania wg tablicy 4.4

35

### Zestawienie objętości względnej ferrytu i czasu przebywania spoiny w zakresie temperatury 1450 – 1000 °C (t<sub>1450 - 1000</sub>) i 650 - 350°C (t<sub>650 - 350</sub>), drut T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) - parametry spawania wg tablicy 4.4

Nr próby	Nr warstwy	t <sub>1450 - 1000</sub>	t <sub>650 - 350</sub>	t <sub>1450 - 1000 +</sub>	Obj. wzgl.
		S	S	t <sub>650 - 350</sub>	α
				S	%
IV.1	1	7,2	88,0	95,2	14,20
	2	7,2	90,0	97,2	14.00
IV.2	1	12,6	93,0	105,6	9,50
IV.3	1	10,1	96,0	106,1	16,42
	2	11,4	118,0	129,4	15,68
	3	7,4	90,0	97,4	14,50
	4	6,8	81,0	87,8	12,74
IV.4	1	9,4	96,0	105,4	15,24
	2	11,6	90,0	101,6	15,70
IV.5	1	8,5	94,0	102,5	16,00
	2	4,8	62,0	66,8	10,50
	3	-	-	-	10,90
	4	7,6	94,0	101,6	14,80
	5	7,0	85,0	92,0	14,28
	6	7,2	105,0	112,2	15,24
	7	7,2	92,0	98,2	14,68
	8	-	-	-	14,30
IV.6	1	-	-	-	10,90
	2	5,5	42,0	47,5	9,64
	3	16,5	52,0	68,5	10,92
	4	10,5	82,0	92,5	14,56

#### 5.5.1. Zależność wzrostu objętości względnej ferrytu od czasu stygnięcia spoiny

Przeprowadzone bezpośrednio w spoinie pomiary cykli cieplnych spawania oraz uzyskane wyniki (tablice 5.16 - 5.31) potwierdziły zachodzenie przemian w zakresie temperatury 1450 - 1000°C i 650 - 350°C oraz wpływ czasu przebywania spoiny w tym zakresie temperatury na objętość względną ferrytu. Nie można jednak określić, jaki jest wpływ czasu przebywania spoiny w zakresie temperatury 1450 - 1000°C, a jaki w zakresie 650 - 350°C na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej. W związku z tym do określenia wpływu szybkosci stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu wysokochromowego przyjęto czas t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>.

Uzyskane wyniki rejestracji cykli cieplnych spawania (tablice 5.16 - 5.31) poddano obróbce statystycznej za pomocą programu GRAPHER. Jako funkcję opisującą wpływ czasu stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> na objętość względną ferrytu przyjęto funkcję liniową.

Dla drutu litego uzyskano następujące równanie:

$$y = 0,136451x + 1,73163$$

$$\alpha = 0,05$$

$$R = 0,945713$$

$$\sigma = 0,30513$$
(5.1)

Dla drutu proszkowego uzyskano następujące równanie:

$$y = 0,134545x + 1,56618$$
(5.2)  

$$\alpha = 0,05$$

$$R = 0,917929$$

$$\sigma = 0,0,252383,$$

gdzie:

y - objętość względna ferrytu (zmienna zależna),

 $x - czas t = 1,1 t_{650-350}$  (zmienna niezależna)

Rysunki 5.12 – 5.13 przedstawiają zależność wzrostu objętości względnej ferrytu opisaną równaniami (5.1) i (5.2).



Rys.5.10. Zależność objętości względnej ferrytu od czasu stygnięcia spoiny opisana równaniem (5.1) – spoina wykonana drutem o oznaczeniu G 23 12 L (CN 23/12 IG)
Fig. 5.10. Dependence of ferrite relative volume on weld cooling time described by the equation (5.1) – the weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire


Rys. 5.11. Zależność objętości względnej ferrytu od czasu stygnięcia spoiny opisana równaniem (5.2) – spoina wykonana drutem o oznaczeniu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

#### 5.5.2. Równanie Johnsona – Mehla – Avramiego

Na podstawie uzyskanych wyników badań cykli cieplnych spawania (tablice 5.16 – 5.31) opracowano równanie Johnsona – Mehla – Avramiego dla objętości względnej ferrytu wysokochromowego w spoinie. Uwzględniono przemiany w zakresie temperatury 1450 - 1000°C i 650 - 350°C . Podobnie jak przy określaniu tendencji wzrostu objętości względnej ferrytu do wyznaczenia równania Johnsona – Mehla – Avramiego przyjęto czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub>.

Równanie Johnsona – Mehla – Avramiego opracowano w celu:

- wyznaczenia energii aktywacji dyfuzji Q rozdział 5.5.3,
- obliczenia wartości współczynnika dyfuzji rozdział 5.5.3,
- obliczenia szybkości przemieszczania się granicy faz rozdział 5.5.4,
- weryfikacji wyników uzyskanych w badaniach związanych zastosowaniem termoelementu do pomiarów i rejestracji cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie za pomocą wyników uzyskanych metodą spektrometru dyspersji energii (wyliczenie t = 1,1 t<sub>650-350</sub>) - rozdział 5.5.5.

Fig. 5.11. Dependence of ferrite relative volume on weld cooling time described by the equation (5.2) – the weld made with T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) wire

Przyjęto ogólną postać równania:

$$V_{ferryt} = 1 - \exp\left(-b(t)^n\right), \tag{5.3}$$

gdzie: b, n – poszukiwane współczynniki równania. Korzystając z przekształcenia:

$$V = 1 - e^{\left(-bt^{n}\right)}$$

$$V = 1 - \frac{1}{e^{\left(bt^{n}\right)}}$$

$$V - 1 = -\frac{1}{e^{\left(bt^{n}\right)}} / (-1)$$

$$1 - V = \frac{1}{e^{\left(bt^{n}\right)}} / e^{\left(bt^{n}\right)}$$

$$(1 - V) \cdot e^{\left(bt^{n}\right)} = 1 / (1 - V)$$

$$e^{bt^{n}} = \frac{1}{1 - V} / \ln ,$$
po przekształceniu
$$\ln b = c \Leftrightarrow e^{c} = b$$

$$bt^{n} = \ln \frac{1}{1 - V} / \ln$$

$$\ln (b \cdot t^{n}) = \ln \ln \frac{1}{1 - V}$$

$$\ln b + n \ln t = \ln \ln \frac{1}{1 - V}$$

doprowadzono równanie do postaci:

$$\ln \ln \frac{1}{1 - V_{ferryt}} = n \ln t + \ln b , \qquad (5.4)$$

gdzie:  $t = 1, 1 t_{650 - 350}$ .

Po podstawieniu:

$$y = \ln \ln \frac{1}{1 - V_{ferryt}}$$
$$x = \ln t$$
$$a = n$$
$$c = \ln b$$

uzyskano równanie w postaci liniowej:

$$y = ax + c \tag{5.5}$$

Przy obliczaniu poszukiwanych współczynników równania "b" i "n" konieczne było uwzględnienie specyficznych warunków występujących przy spawaniu, to jest dużej szybkości stygnięcia spoiny.

Poszukiwane współczynniki równania wyznaczono dla temperatury:

$$T_1 = 650^{\circ}C (923K),$$
  

$$T_2 = 500^{\circ}C (773K),$$
  

$$T_3 = 350^{\circ}C (623K).$$

Wartości temperatury zostały przyjęte na podstawie wyników badań derywacyjnych (tablica 5.38), tj. wartości temperatury, w której przy różnej szybkości stygnięcia zachodzi przemiana  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

W celu zbudowania układu równań dla każdej wartości temperatury wykorzystano wyniki pomiarów zawartości ferrytu i czasu stygnięcia uzyskane przy rejestracji cykli cieplnych spawania (tablica 5.30). Stosując zasadę, że wzrost szybkości stygnięcia prowadzi do obniżenia temperatury przemiany (dłuższe czasy stygnięcia odpowiadają wyższym temperaturom), do obliczeń przyjęto po dwie wartości czasu (t<sub>1</sub> i t<sub>2</sub>) oraz odpowiadające im wartości objętości względnej ferrytu (V<sub>1</sub> i V<sub>2</sub>). Dane do obliczeń oraz wyniki zamieszczono w tablicy 5.32.

Tablica 5.32

Dane do obliczeń o	raz obliczone	wartości v	vspółczynników	równania "l	b" i "n"
--------------------	---------------	------------	----------------	-------------	----------

Temperatura	650	500	350
°C		500	550
Temperatura	923	773	623
K			
Czas t <sub>1</sub>	110	85	60
S			
Czas t <sub>2</sub>	100	80	58
S			
Objętość względna ferrytu	18,0	15,0	12,0
$V_1$			
%			
Objętość względna ferrytu	14,5	11,0	9,0
V <sub>2</sub>			
%			
Współczynnik "n"	6,9	8,2	10,4
ln b	-34,1	-38,2	-44,9
Współczynnik "b"	$1,58489 \cdot 10^{-15}$	2,52425 · 10 <sup>-17</sup>	2,9512 10 <sup>-20</sup>
log b	-14,8	-16,6	-19,5

### 5.5.3. Energia aktywacji dyfuzji i współczynnik dyfuzji

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń (tablica 5.32) wyznaczono energię aktywacji dyfuzji Q i współczynnik dyfuzji. Dane do obliczeń zamieszczono w tablicy 5.33 (D = b).

Tablica 5.33

	Temperatura (T)	Temperatura (T)	$(1)_{10^{-4}}$	D
	°C	K	$\left(\frac{T}{T}\right)^{\cdot 10}$	$m^2$
				S
	650	923	10,80	$1,5848 \cdot 10^{-14}$
ļ				
	500	773	12,93	$2,5242 \cdot 10^{-17}$
	350	623	16,05	$2,9512 \cdot 10^{-21}$

### Dane do wyznaczenia energii aktywacji dyfuzji Q

### Wyznaczenie energii aktywacji dyfuzji Q

Na podstawie danych zawartych w tablicy 5.33 wykonuje się wykres w skali półlogarytmicznej log  $D = f \begin{pmatrix} 1/T \end{pmatrix}$ . Po podstawieniu danych liczbowych otrzymuje się:

$$\frac{\log D_{650} - \log D_{350}}{\frac{1}{T_{350}} - \frac{1}{T_{650}}} = \frac{-14,8 + 19,5}{16,05 \cdot 10^{-4} - 10,8 \cdot 10^{-4}} = 0,90 \cdot 10^{4}$$

Stąd po przekształceniu:

$$Q = 0,90 \cdot 2,3 \cdot 8,3 \cdot 10^4 = 171810 \frac{J}{mol}$$

Uzyskane wyniki obliczeń porównano z danymi literaturowymi [87 – 93]. Z dostępnych danych skład najbardziej zbliżony do składu chemicznego badanych spoin ma stop 17Cr – 12Ni – Fe. Dla stopu o tym składzie chemicznym energia aktywacji dyfuzji wynosi 171,7 $\frac{kJ}{mol}$ .

### Obliczenie czynnika częstości D<sub>0</sub>

Czynnik częstości D<sub>0</sub> określony jest zależnością [94]:

$$D_0 = \frac{\nu \cdot d^2}{6} \cdot Z , \qquad (5.6)$$

gdzie:

v - częstość drgań atomów w sieci (10<sup>13</sup> s<sup>-1</sup>),

d - odległość międzyatomowa,

Z – liczba równoważnych pozycji

Z = 12 dla sieci A1,

Z = 4 dla sieci A2.

Tablica 5.34

Dane do obliczenia czynnika częstości oraz czynnik częstości

Pierwiastek	Ni	Cr
Rodzaj sieci	A1	A2
Parametr sieci a, m	3,52 · 10 <sup>-10</sup>	$2,89 \cdot 10^{-10}$
Odległość międzyatomowa d, m	2,48864 · 10 <sup>-10</sup>	$2,50274 \cdot 10^{-10}$
Czynnik częstości D <sub>0</sub> , $m^2 \cdot s^{-1}$	12,386.10-7	$4,175 \cdot 10^{-7}$
Parametr sieci "a" przyjęto na podstawie	[88].	

Dla obliczonych wartości czynnika częstości obliczono wartości współczynnika dyfuzji w temperaturze 650, 500 i 300°C. Obliczenia przeprowadzono dla energii aktywacji dyfuzji wyznaczonej doświadczalnie (tablica 5.35).

Współczynnik dyfuzji opisuje równanie Arrheniusa:

$$D = D_{o} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \tag{5.7}$$

gdzie:

 $D_o$  – czynnik częstości (zależny od struktury sieciowej kryształu),  $m^2 \cdot s^{-1}$ ,

- Q energia aktywacji dyfuzji,  $J \cdot mol^{-1}$ ,
- R stała gazowa = 8,3143  $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ ,

T-temperatura bezwzględna, K.

Tablica 5.35

Wartość współczynnika dyfuzji w temperaturze 650, 500 i 350°C dla energii aktywacji dyfuzji wyznaczonej doświadczalnie

Pierwiastek	Ni	Cr
Czynnik częstości		
$m^2 s^{-1}$	$12,386 \cdot 10^{-7}$	4,175 · 10 <sup>-7</sup>
Energia aktywacji dyfuzji		
kJmol <sup>-1</sup>	1′	71,8
Współczynnik dyfuzji – D (T=650°C)		
$m^2 s^{-1}$	$2,377 \cdot 10^{-16}$	8,012 · 10 <sup>-17</sup>
Wartość średnia współczynnika dyfuzji (T=650°C)		
$m^2 s^{-1}$	1,58	9.10 <sup>-16</sup>
Współczynnik dyfuzji – D (T=500°C)		
$m^2 s^{-1}$	$3,093 \cdot 10^{-18}$	$1,042 \cdot 10^{-18}$
Wartość średnia współczynnika dyfuzji (T=500°C)		
$m^2 s^{-1}$	2,06	8.10 <sup>-18</sup>
Współczynnik dyfuzji – D (T=350°C)		
$m^2 s^{-1}$	$4,977 \cdot 10^{-21}$	$1,745 \cdot 10^{-21}$
Wartość średnia współczynnika dyfuzji (T=350°C)		
$m^2 s^{-1}$	3,36	1.10 <sup>-21</sup>

### 5.5.4. Szybkość przemieszczania się granicy faz

Szybkość przemieszczania się granicy faz wyznaczono korzystając z następujących zależności [94]:

Liczba cząstek przeskakujących z fazy A do fazy B:

$$\frac{\nu}{6}n_B e^{\frac{q}{(kT)}} \tag{5.8.a}$$

Liczba cząstek przeskakujących z fazy B do fazy A:

$$\frac{\nu}{6}n_A e^{\frac{q}{(kT)}} \tag{5.8.b}$$

Wynikowa liczba cząstek:

$$n_{w} = \frac{\nu}{6} (n_{B} - n_{A}) e^{-\frac{q}{(kT)}},$$
 (5.8.c)

gdzie:

v- częstość drgań  $10^{13} s^{-1}$ ,

 $\frac{v}{c}$  - prawdopodobieństwo przeskoku atomów między fazami.

Po uwzględnieniu siły napędowej przemiany liczba cząstek przeskakujących z fazy A do fazy B wynosi:

$$\frac{\nu}{6}n_B e^{\frac{\left\{q - \left(\frac{1}{2}\Delta G\right)\right\}}{(kT)}}$$
(5.8.d)

Podobnie z fazy B do fazy A:

$$\frac{\frac{\nu}{6}n_A e}{\frac{\left(q - \left(\frac{1}{2}\Delta G\right)\right)}{(kT)}}$$
(5.8.e)

Wynikowa liczba cząstek wynosi:

$$\mathbf{n}_{w} = \frac{\nu}{6} n_{B} e^{\frac{\left[q - \left(\frac{1}{2}\Delta G\right)\right]}{(kT)}} - \frac{\nu}{6} n_{A} e^{\frac{\left[q - \left(\frac{1}{2}\Delta G\right)\right]}{(kT)}}$$
(5.8.f)

Przyjmując, że  $n_A = n_B = n$ , równanie (5.8.f) przyjmuje postać:

$$n_{w} = \frac{\nu}{6} n e^{\frac{q}{(kT)}} \left( e^{\frac{\Delta G}{2kT}} - e^{\frac{\Delta G}{2kT}} \right)$$
(5.8.g)

Przyjmując przybliżenie  $e^x \approx 1 + x$ , równanie (5.8.g) przyjmuje postać:

$$n_w = \frac{v}{6} n e^{\frac{q}{(kT)}} \frac{\Delta G}{kT}$$
(5.9)

Po podstawieniu  $v \approx \frac{kT}{h}$  równanie (5.9) przyjmuje postać:

$$n_w = \frac{n}{6h} e^{-\frac{q}{(kT)}} \Delta G \tag{5.10}$$

Odległość, o jaką przemieści się granica faz w czasie 1s, określona jest zależnością [6]:

$$V \approx d \frac{n_w}{n} , \qquad (5.11)$$

gdzie: d – średnica cząsteczki  $(2,5 \cdot 10^{-10} m)$ .

Po podstawieniu zależności (5.11) do (5.10) szybkość przemieszczania się granicy faz jest równa:

$$V \approx \frac{d}{6h} e^{-\frac{q}{(kT)}} \Delta G \tag{5.12}$$

Szybkość przemieszczania się granicy faz przy przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zakresie temperatury

Temperatura °C	650	500	350			
Temperatura K	923	773	623			
$\Delta G \ 108 \\ J \cdot mol^{-1}$		$6 \cdot 10^3$				
$\Delta G$ $J \cdot atom^{-1}$	0,9963 · 10 <sup>-19</sup>					
Q $J \cdot mol^{-1}$		171810				
q $J \cdot atom^{-1}$		$2,856 \cdot 10^{-19}$				
V $mm \cdot s^{-1}$	0,116 · 10 <sup>-2</sup>	0,144 · 10 <sup>-4</sup>	0,292 · 10 <sup>-7</sup>			

650 - 350°C

## 5.5.5. Obliczenie czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> na podstawie wyników uzyskanych metodą spektrometru dyspersji energii

Po przekształceniu równania (5.4) do postaci:

$$\log t = \frac{\log \log \frac{1}{1 - V_{ferryl}} - \log \log e - \log b}{n}$$
(5.13)

wyliczono t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>, przy czym w miejsce V<sub>ferryt</sub> podstawiono połowę wartości różnicy zawartości Cr jako pierwiastka ferrytotwórczego w ziarnach ferrytu i w ziarnach austenitu -  $\frac{1}{2}$ (Cr<sub> $\delta$ </sub> - Cr<sub> $\gamma$ </sub>) – tablica 5.15. Do obliczeń przyjęto wartość maksymalną, średnią i minimalną (tablica 5.15) oraz wyniki obliczeń zamieszczone w tablicy 5.32. Wartości maksymalnej  $\frac{1}{2}$ (Cr<sub> $\delta$ </sub> - Cr<sub> $\gamma$ </sub>) odpowiadają wyniki uzyskane dla temperatury 650°C, wartości średniej – wyniki dla temperatury 500°C i wartości minimalnej – wyniki dla temperatury 350°C.

25

Temperatura °C	650	500	350
Współczynnik "n"	6,9	8,2	10,4
Współczynnik "b"	$1,5848 \cdot 10^{-15}$	$2,52425 \cdot 10^{-17}$	$2,9512 \cdot 10^{-20}$
$\frac{1}{2} (Cr_{\delta} - Cr_{\gamma})$	4,18	3,55	2,90
$t = 1, 1 t_{650-350}$ s	87,50	70,63	53,87
$\frac{1}{2}$ (Ni <sub>y</sub> - Ni <sub>δ</sub> ) %	3,99	3,39	2,82
$t = 1, 1 t_{650-350}$ s	86,77	70,14	53,69

Dane do obliczenia czasu t =  $t_{1450-1000} + t_{650-350}$  na podstawie wyników

badań metodą spektrometru dyspersji energii

Uzyskane w tej części badań wyniki są zbieżne z wynikami uzyskanymi w badaniach wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na objętość względną ferrytu (tablice 5.1 - 5.2). Zarówno dla drutu proszkowego, jak i litego występuje różna objętość względna ferrytu w zależności od warunków odprowadzenia ciepła. Objętość względna ferrytu zmienia się od 9,10% do 17,20% dla spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) i od 9,50% do 16,42% dla spoin wykonanych drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) (tablice 5.16 - 5.31). Jednak celem badań określenie bardziej dokładnych, ilościowych zależności między warunkami bvło odprowadzenia ciepła a objętością względną ferrytu w spoinie. Zarejestrowane przebiegi cykli cieplnych spawania pozwalają określić temperaturę krzepnięcia metalu jeziorka. Temperatura przemiany  $\delta - \gamma$  i  $\gamma - \alpha$  jest możliwa do określenia bezpośrednio z przebiegu wykresu cyklu cieplnego spawania w przypadku spoin wykonywanych przy wyższej energii liniowej spawania (większa objętość jeziorka spawalniczego). Natomiast trudniej jest ją określić dla spoin wykonywanych przy niższej energii liniowej spawania. Może to wynikać z temperaturowego przemian, niewielkiej objetości jeziorka niewielkiego zakresu spawalniczego oraz dużej szybkości stygnięcia spoiny. Z wykresów tych można w znacznym przybliżeniu określić czasy stygnięcia w zakresie 1450 - 1000°C i 650 - 350°C (tablice 5.30 i 5.31). Przedstawione w tablicach 5.30 i 5.31 czasy stygnięcia w zestawieniu z objętością względną ferrytu wskazują na zróżnicowaną objętość względną ferrytu w zależności od czasu stygnięcia. Dla spoin wykonanych drutem litym G 23 12 L (CN 23/12 IG) czas stygnięcia  $t_{1480-1000}$  zawierał się w zakresie od 4,6 do 11,2s, natomiast czas stygnięcia  $t_{650-350}$  zawierał się w zakresie od 54,0 do 100,0s. Objętość względna ferrytu wynosiła od 9,10 do 17,20% (tablica 5.30). Dla spoin wykonanych drutem proszkowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) czas stygnięcia  $t_{1450 - 1000}$  zawierał się w zakresie od 4,8 do 16,5s, natomiast czas stygnięcia  $t_{650 - 350}$  zawierał się w zakresie od 42,0 do 118,0s. Objętość względna ferrytu wynosiła od 9,50 do 16,42% (tablica 5.31). Uzyskane wyniki pozwoliły na określenie tendencji wzrostu objętości względnej ferrytu – równania (5.1) – (5.2), rysunki 5.10 – 5.12. Tendencja ta wyraźnie wskazuje na wzrost objętości względnej ferrytu w spoinie wraz ze zwiększaniem się czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>.

Na podstawie czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> opracowano równania Johnsona – Mehla – Avramiego dla objętości względnej ferrytu w spoinach (wyliczone współczynniki "b" i "n" równania dla temperatury 650, 500, 350°C zamieszczono w tablicy 5.32). Opracowanie równań Johnsona – Mehla – Avramiego umożliwiło wyliczenie energii aktywacji dyfuzji. Energia aktywacji dyfuzji wynosi Q =  $171,810 \frac{kJ}{mol}$  dla spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG). Uzyskane wyniki obliczeń porównano z danymi przedstawionymi w literaturze [87 - 94]. Z dostępnych danych najbardziej zbliżony skład do składu chemicznego badanych spoin ma stop 17Cr - 12Ni - Fe. Dla stopu o tym składzie chemicznym energia aktywacji dyfuzji wynosi 171,7 $\frac{kJ}{mol}$ . Dla obliczonej wartości energii aktywacji dyfuzji obliczono wartość współczynników dyfuzji (w temperaturze 650, 500 i 350°C) - tablice 5.34 – 5.35. Wartości obliczonych współczynników dyfuzji są w każdym przypadku mniejsze od wartości wyznaczonych doświadczalnie (tablica 5.35). Potwierdza to możliwość zachodzenia w stygnących spoinach przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zakresie temperatury 650 - 350°C. Dla wyznaczonej energii aktywacji dyfuzji obliczono szybkość przemieszczania się granicy faz przy przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zakresie temperatury 650 - 350°C (tablica 5.36). Szybkość przemieszczania się granicy faz wynosi od  $0,116 \cdot 10^{-2} mm \cdot s^{-1}$  w temperaturze 650°C do  $0,292 \cdot 10^{-7} mm \cdot s^{-1}$  w temperaturze 350°C.

Opracowanie równań Johnsona – Mehla – Avramiego umożliwiło weryfikację czasu t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub> wyznaczonego na podstawie pomiarów cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie. Wykorzystano do tego wyniki pomiarów zawartości Cr i Ni w ziarnach austenitu i ferrytu przeprowadzone metodą spektrometru dyspersji energii. Uzyskane wyniki pomiarów wskazują na zróżnicowaną zawartość tych pierwiastków w badanych próbkach. Wzrostowi różnicy zawartości Cr i Ni w większości przypadków odpowiadał wzrost objętości względnej ferrytu. Równocześnie wyznaczona tendencja wzrostu objętości względnej ferrytu wyraźnie wskazuje na wzrost udziału tej fazy w spoinie wraz ze zwiększaniem się czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>. Równanie Johnsona – Mehla – Avramiego opisuje objętość względną powstającego produktu przemiany w funkcji czasu. Różnica zawartości Cr i Ni w badanych próbkach związana jest z czasem, w którym zachodziła dyfuzja tych pierwiastków. Wyliczony z równania Johnsona – Mehla – Avramiego (na podstawie wyników badań – tablica 5.15) czas t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub> wynosi dla spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) od 53,87 do 87,50s (tablica 5.37). Czas wyznaczony z przebiegów cykli cieplnych spawania wynosi w przypadku spoin wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) od 58,6 do 111,2 s, natomiast w przypadku spoin wykonanych drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) od 47,5 do 129,4 s. Przeprowadzone obliczenia pozwoliły na uzyskanie wyników zbliżonych do wyników wyznaczonych doświadczalnie.

Przeprowadzone porównanie czasów ma charakter przybliżony, ponieważ wykorzystano dane pomiarowe zawartości Cr i Ni uzyskane w ostatnim ściegu spoin wykonanych w pierwszej serii badań oraz wyniki pomiarów cykli cieplnych uzyskanych dla wszystkich spoin w odrębnej serii badań. Różnice wynikają z warunków cieplnych stygnięcia, dla których trudno uzyskać wysoką powtarzalność w badaniach dotyczących bezpośrednio procesów spawalniczych.

### 5.6. Wyniki analizy termicznej krystalizacji metalu spoiny

Dotychczas brak jest wyczerpujących danych na temat krystalizacji stopów będących przedmiotem rozprawy. Przedstawiony na rysunku 2.1 [17] znany spawalniczy wykres równowagi w warunkach metastabilnych stopów Fe – Cr – Ni również nie daje możliwości poprawnej interpretacji krystalizacji stopów zawierających ok. 22,55% Cr i 12,5% Ni. Jedną z metod oceny parametrów krystalizacji stopów jest termiczna analiza różniczkowa TA i ATD, której podstawą jest doświadczalna rejestracja zmiany temperatury krzepnącego metalu w czasie, czyli uzyskanie funkcji T = f(t) oraz wykreślenie pochodnej krzywej stygnięcia T'(t)=(dT/dt) [81 - 86].

Przeprowadzone badania, polegające na pomiarze za pomocą termoelementu wolfram - ren i rejestracji przebiegów cykli cieplnych spawania bezpośrednio w spoinie, umożliwiły określenie temperatury przemian zachodzących w czasie stygnięcia. Badania te prowadzono w rzeczywistych warunkach spawania. W związku z tym uzyskane wyniki mogły być obarczone błędem wynikającym z przebiegu procesu spawania (powtarzalność ustawienia termoelementu w stosunku do osi przemieszczania się łuku spawalniczego, powtarzalność

ustawienia osi łuku spawalniczego w stosunku do osi rowka w poszczególnych próbach powodująca zmianę warunków odprowadzenia ciepła ze spoiny, mała objętość jeziorka spawalniczego). Z uwagi na ten fakt uzyskane wyniki zweryfikowano i potwierdzono przez zastosowanie dokładniejszej metody pomiarowej oraz prowadzenie badań w warunkach zapewniających ich wysoką powtarzalność.

Celem badań derywacyjnych było wyznaczenie charakterystycznych wartości temperatury krystalizacji metalu spoiny i zachodzących w nim przemian oraz określenie na ich podstawie parametrów charakteryzujących szybkość stygnięcia. Objętość względną ferrytu wyznaczono za pomocą ferrytomierza. Badania przeprowadzono dla zakresu średniej szybkości stygnięcia wyznaczonego na podstawie pomiarów i rejestracji cykli cieplnych spawania (tj. od ok. 7 do ok. 45 °C/s). Przykładowe wyniki termicznej analizy TA i różniczkowej ATD dla wybranych odlewów w określonych zakresach temperatury przedstawiono na rysunkach 5.12 a,b i 5.13 a,b.



Rys. 5.12 a. Przebiegi TA i ATD, odlewy oddzielne, forma piaskowa Ø20 x 40, materiał spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG)

Fig. 5.12 a. TA and ATD curves, separate castings, sand mould Ø20 x 40 mm, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire





Fig. 5.12 b. TA and ATD curves, separate castings, sand mould Ø20 x 40 mm, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire



*Rys. 5.13 a. Przebiegi TA i ATD, odlewy oddzielne, forma piaskowa Ø10 x 40, materiał spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG)* 

Fig. 5.13 a. TA and ATD curves, separate castings, sand mould Ø10 x 40 mm, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire

25





Fig. 5.13 b. TA and ATD curves, separate castings, sand mould Ø10 x 40 mm, weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire

Z wykresów tych odczytano charakterystyczne temperatury wykorzystane następnie w analizie procesu krystalizacji (tablica 5.38).

Tablica 5.38

Wyniki analizy termicznej TA i derywacyjnej ATD metalu spoin (odlewy oddzielne)

										Zal	cres	Za	kres	
Pr	Tw	Wym.	T <sub>odl</sub>	т		Т	~ .	т		δ-	$\rightarrow \gamma$	γ -	$\rightarrow \alpha$	Ferryt
		odlewu	°C	°C	L °C/s	°C	S)	°C	K °C/s	T'n	, T'k	T"n	T''k	%
							°C/s			°C	°C	°C	°C	
1	*	Ø40x40	1540.1	1/03.0	7 40	1446.6	0.0	1291.9	7 40	1241.3	1164.9	625.0	625	17,0
		1.1	1540,1	,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,,	-7,75	1440,0	0,0	1201,0	-7,47	1241,5	1104,0	055,0	02.5	17,0
				i i										18,0
														19,0 śr.17,6
2		Ø20x40												10,5
		f.p	1463,3	1452,2	-12,56	1427,3	0,0	1377,1	-14,7	1193,3	1143,6	501,0	495,7	12,0
														13,0
														12,5
3		Ø10x40												5,0
		f.p	1411,8	1411,8	-16,5	1401,7	0,0	1358,2	-12,6	1136,6	1006,0	358,0	353,2	6,0
														7,5
														8,0
4	*	Ø20x40												sr.6,7 2.0
		f.Cu	1437,4	brak	-18,8	1406,9	0,0	1326,9	-41,5	1140,7	1024,9	325,0	321,5	2,3
														2,7
														2,9
5	**	(720-40												śr.2,5
		f.Cu	1458,2	1444,5	-12,5	1417,8	0,0	1336,2	-43,5	1119,2	1029,8	327,0	323,0	2,4
														2,8
														2,8 2.7
														śr.2,5
Oz	nacz	zenia w	tablicy	:										
*	- dr	ut G 23	12 L (0	CN 23/1	12 IG)									
**	- dr	ut T 23	12 LRI	M3 (CN	1 23/12	2 FD)								
f.p	– fc	orma pia	askowa											
f.C	u –	forma 1	niedzia	na										
Too	n - r	najwyżs	za temp	peratura	i zarejo	estrowa	ina p	rzy odł	ewaniı	u				
$T_L$	– te	mperat	ura likw	vidus										
TE	$s_{1} =$	temper	atura pi	zemian	y eute	ktyczne	ej (so	lidus)						
T <sub>K</sub>	– te	mperat	ura koń	ca krys	talizac	- ji	- `	,						
T'.	— te	emperat	tura poc	zatku n	rzemi	anvδ.	$\rightarrow \gamma$							
1 - k	$T'_p$ – temperatura początku przemiany $\delta \rightarrow \gamma$ $T'_p$ – temperatura końca przemiany $\delta \rightarrow \gamma$													
T'k	$\Gamma_{k}^{'}$ – temperatura końca przemiany $\delta \rightarrow \gamma$													
T' <sub>k</sub> T''	t = t t	emperat empera	tura koŕ tura poc	ica prze czątku p	emiany orzemi	$\delta \rightarrow \gamma$ any $\gamma$ -	ν →α							

W zakresie temperaturowym (poniżej 650°C) na krzywej ATD (rys. 5.12b i 5.13b) pojawia się efekt związany z wydzielaniem się ciepła. Ze zwiększaniem szybkości stygnięcia obserwuje się obniżenie temperatury początku i końca tej przemiany. W przypadku dużej szybkosci stygnięcia przemiana austenitu w ferryt  $\alpha$  jest utrudniona lub prawie niemożliwa. Przemiana ta jest typu dyfuzyjnego i wymaga określonego czasu i temperatury do umożliwienia przebudowy sieci krystalograficznej. Wyjaśnienie takie ma swoje uzasadnienie w obserwacjach struktury oraz pomiarach objętości względnej ferrytu w spoinach i odlewach metalu spoin. W "masywnych" spoinach i odlewach stygnących wolniej przemiana ta zachodzi w wyższej temperaturze i w dłuższym czasie. Umożliwia to przemianę w większym stopniu austenitu w ferryt  $\alpha$ . W spoinach i odlewach stygnących bardzo szybko przemiana ta prawdopodobnie nie zachodzi, a nieznaczna obecność ferrytu  $\alpha$  wynika z przemiany (porządkowej) ferrytu  $\delta$ . Potwierdza to dodatkowy eksperyment polegający na wylaniu niewielkiej ilości stopionego metalu spoiny z tygla do naczynia z wodą. Średnia objętość względna ferrytu w tak odlanym metalu wynosiła 1,2 %.

Krystalizacja odlewu o konstrukcji segmentowej odzwierciedla w znacznym stopniu krystalizację spoiny. W tym przypadku z góry wiadomo, iż poprawne wyniki uzyskuje się jedynie na początku krystalizacji. W stanie stałym zaczynają dominować dodatkowe źródła ciepła – transport ciepła z obszarów o temperaturze wyższej do obszarów o temperaturze niższej. W ostateczności obszary stygnące początkowo szybko (odlewy o średnicy Ø10 i Ø20) stopniowo obniżają szybkość stygnięcia. Metoda ta ma jednak i pewne zalety. Pozwala przede wszystkim na weryfikację "stopnia ważności" interwału temperaturowego decydującego o końcowej strukturze badanego tworzywa.

W przypadku gdy główne przemiany fazowe zachodziłyby w zakresie krystalizacji i tuż poniżej  $T_{sol}$  (1450 – 1000°C), wówczas wyniki pomiarów składu fazowego (objętość względna ferrytu) nie powinny istotnie różnić się od oceny objętości względnej ferrytu w przypadku "modelu pierwszego" (odlewy oddzielnie odlewane). W przypadku gdy o składzie fazowym decydowałby także niskotemperaturowy zakres przemiany (650 – 350°C), wówczas skład fazowy (objętość względna ferrytu) w poszczególnych segmentach odlewu nie powinien się istotnie różnić. Technologia topienia i odlewania stopów była taka sama, jak w przypadku "modelu pierwszego".

Przykładowe wyniki analizy termicznej po obróbce programem komputerowym "Analdta" zamieszczono na rysunkach 5.14 i 5.15.

87



Rys. 5.14. Przebiegi TA i ATD - materiał spoiny wykonanej drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) – forma segmentowa Fig. 5.14. TA and ATD curves - weld made with T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) wire – split mould

2



Rys. 5.15. Przebiegi TA i ATD - materiał spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) – forma segmentowa Fig. 5.15. TA and ATD curves - weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire – split mould

Odczytane z wykresu wartości temperatur charakterystycznych oraz szybkości stygnięcia w określonych punktach krzywej ATD przedstawiono w tablicy 5.39.

### Tablica 5.39

Т	Øodl	T <sub>odl</sub>	TL	T <sub>E(S)</sub>	T <sub>K</sub>	Vlig	V <sub>sol</sub>	Ferryt
	mm	°C	°C	°C	°C	°C/s	°C/s	%
G 23 12	Ø10	893,5	-	-	-	-	-	4,5;5,0;5,0;5,5;5,5 \$r 5 1
L (CN 23/12	Ø20	1500,9	1463,6	1426,2	1390,3	-11,36	-6,62	5,0;5,5;6,0;6,0;6,0 śr.5,7
IG)	Ø30	1521,0	1499,4	1433,4	1400,8	-11,43	-3,03	6,0;6,5;6,5;7,0;7,5 śr. 6,7
	Ø40	1520,7	1483,4	1434,8	1379,4	-9,98	-6,35	7,0;6,5;6,5;5,5;5,5 śr.6,2
T 23 12	Ø10	1196,8	-	-	1141,4	-	-7,75	4,0;5,0;5,0;50;6,0 śr. 5,0
CN	Ø20	1521,8	1486,3	1427,4	1401,5	-12,36	-5,64	5,0;6,0;6,0;6,0;7,0 śr.6,0
23/12	Ø30	1540,8	1490,8	1436,2	1408,5	-9,93	-2,56	5,5;6,5;6,5;7,5;8,5 śr.5,1
FD)	Ø40	1541,2	1498,1	1439,5	1388,9	-10,25	-7,33	7,0;6,5;6,5;6,5;5,5 śr.6,4
V <sub>liq</sub> – szył	okość sty	gnięcia v	v temperat	urze likwie	dus			

Wyniki analizy termicznej TA i derywacyjnej ATD metalu spoin (odlew segmentowy)

V<sub>sol</sub> - szybkość stygnięcia w temperaturze solidus

Uzyskane wyniki potwierdziły słuszność przyjętego modelu oddziaływania szybkości stygniecia na przebieg przemian fazowych w zakresie wysoko- i niskotemperaturowym na skład fazowy odlewów (spoin) w temperaturze pokojowej. Dla próbek odlewanych oddzielnie ("model pierwszy") wykazano bardzo istotny wpływ szybkości stygnięcia (średnica odlewu) na obniżenie wartości temperatury krystalizacji (T<sub>L</sub>, T<sub>E(S)</sub>, T<sub>K</sub>). Zwiększenie szybkości stygnięcia obniża w podobnym stopniu zakres przemian fazowych w stanie stałym od temperatury 1245 do 1000°C (przemiana  $\delta \rightarrow \gamma$ ) i 650 do 350°C ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ).

Zgodnie z przyjętym modelem oddziaływania szybkości stygniecia układ równowagi fazowej w warunkach metastabilnych Fe – Cr – Ni zostaje tym samym "silnie" przesuniety w "stronę" wyższych zawartości niklu (rysunek 2.16). Tym samym w wyniku przemiany eutektycznej tworzy się (według reguły dźwigni) większa ilość austenitu. Zwiększenie szybkości stygnięcia odlewów ma niewątpliwy wpływ na szybkość przemiany  $\delta \rightarrow \gamma$  w zakresie poniżej T<sub>K</sub> (1245 do 1000°C). Z drugiej strony wykres równowagi fazowej w warunkach metastabilnych przemieszcza się w stronę większej zawartości austenitu. Stad przemiana  $\delta \rightarrow \gamma$  zachodzi łatwiej, prowadząc tym samym do powiększenia ostatecznej ilości austenitu.

Potwierdzenie ważności drugiego interwału niskotemperaturowego (650 - 350°C) uzyskano analizując przebiegi krystalizacji odlewów według "modelu drugiego" (odlewy

segmentowe). W pierwszym okresie krzepnięcia nie stwierdzono istotnych różnic w wartościach temperatury i szybkościach procesu krystalizacji ( $T_L$ ,  $T_{E(S)}$ ,  $T_K$ ). W stanie stałym (poniżej 1250°C) zaczyna ujawniać się wpływ dodatkowych źródeł ciepła. Segmenty odlewów o wyższej temperaturze przekazują ciepło obszarom o niższej temperaturze. W efekcie proces ten prowadzi do stopniowego wyrównywania temperatury w całej objętości badanego odlewu segmentowego – rysunek 5.14 i 5.15 (podobne zjawisko występuje w spoinie). Dłatego też istotność wpływu przemiany fazowej przebiegającej w temperaturze 650 – 350°C zostaje w ten sposób wytłumaczona.

Objętość względna ferrytu w poszczególnych segmentach odlewu różni się w mniejszym stopniu aniżeli w identycznych odlewach odlewanych oddzielnie (tablica 5.38 i 5.39). Taki przypadek można przenieść na rzeczywisty obraz krystalizacji spoiny.

# 5.7. Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w spoinach blach spawanych z zastosowaniem podgrzania wstępnego T₀≈ 450°C

Przeprowadzone badania polegające na pomiarze i rejestracji cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie ujawniły istotne znaczenie dla objętości względnej ferrytu w temperaturze pokojowej przemiany zachodzącej w zakresie 650 - 350°C. Znaczenie tej przemiany potwierdziły wyniki badań derywacyjnych.

Celem badań było potwierdzenie znaczenia wpływu przemiany zachodzącej w zakresie 650 - 350°C na objętość względną ferrytu w spoinie mierzoną w temperaturze pokojowej, w warunkach spawania przez zapewnienie zbliżonej szybkości stygnięcia spoin wykonanych przy różnej energii liniowej spawania. Badania polegały na wykonaniu drugiej warstwy spoiny przy minimalnej (8 kJ/cm) i maksymalnej (24 kJ/cm) energii liniowej spawania stosowanej w dotychczasowych badaniach. Drugą warstwę spoiny ułożono w złączu spawanym o temperaturze początkowej  $T_0 \approx 450$ °C. Zastosowanie podgrzewania wstępnego do takiej temperatury powinno wyrównać czas stygnięcia w zakresie temperatury 650 - 350°C spoin wykonanych przy różnej energii liniowej spawania. Objętość względną ferrytu wyznaczono za pomocą ferrytomierza.

W tablicach 5.40 i 5.41 przedstawiono wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w temperaturze pokojowej w drugiej warstwie spoin wykonanych przy energii liniowej równej 8 kJ/cm i 24 kJ/cm oraz  $T_0 \approx 450$  °C.

Tablica 5.40

Nr próby		Objętość względna ferrytu, %									
	1	2	3	4	5	Śr.	Odch. standard.				
1	11,0	11,0	11,5	11,5	11,0	11,2	0,24				
2	11,5	11,5	11,0	12,0	11,5	11,5	0,39				
3	11,0	11,0	11,5	11,5	12,0	11,4	0,37				

Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w temperaturze pokojowej w drugiej warstwie spoin wykonanych przy energii liniowej spawania równej 8 kJ/cm i  $T_0 \approx 450^{\circ}$ C

Tablica 5.41

Wyniki pomiarów objętości względnej ferrytu w temperaturze pokojowej w drugiej warstwie spoin wykonanych przy energii liniowej spawania równej 24 kJ/cm i  $T_0 \approx 450^{\circ}$ C

Nr próby		Objętość względna ferrytu, %									
	1	2	3	4	5	Šr.	Odch. standard.				
1	11,5	11,0	11,0	11,5	11,5	11,3	0,25				
2	11,0	11,0	11,0	11,5	12,0	11,3	0,40				
3	11,0	11,5	12,0	11,5	11,5	11,5	0,32				

W spoinach wykonanych przy różnej energii liniowej spawania (8 i 24 kJ/cm) i temperaturze wstępnego podgrzania  $T_0 \approx 450$ °C objętość względna ferrytu mierzona w temperaturze pokojowej jest zbliżona i wynosi od 11,2% do 11,5%. Zastosowanie podgrzewania wstępnego doprowadziło do wyrównania szybkości stygnięcia w zakresie temperatury 650 – 350°C spoin wykonanych przy różnej energii liniowej spawania.

Uzyskane wyniki badań potwierdziły znaczenie przemiany zachodzącej w zakresie temperatury 650 – 350°C na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej.

### 5.8. Wyniki badań symulacyjnych

Celem badań prowadzonych na symulatorze cykli cieplnych spawania było:

- ujawnienie wpływu przemian zachodzących w zakresie temperatury 1250 1000°C
   oraz 650 350°C na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej,
- określenie wpływu szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej.

W celu ujawnienia wpływu przemian na objętość względną ferrytu nagrzewano próbki do temperatury maksymalnej cyklu (1255°C), studzono ze stałą szybkością 50 °C/s, a następnie w temperaturze 1245, 1008, 789, 727 i 299 °C przerwano przebieg symulowanego cyklu cieplnego i gwałtownie ostudzono.

W celu określenia wpływu szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej nagrzewano próbki do temperatury maksymalnej cyklu, a następnie studzono z zadaną szybkością (od 50 do 200 °C/s). W temperaturze pokojowej zmierzono za pomocą ferrytomierza objętość względną ferrytu w spoinach poddanych symulacji.

Wyniki badań symulacyjnych przedstawiono w tablicach 5.42 - 5.43. Przykładowe struktury spoin przedstawiono na rysunkach 5.16 - 5.23.

Tablica 5.42

Wyniki badań symulacyjnych z przerwaniem stygnięcia w zadanej temperaturze

Nr próbki	Temp. wyłączenia	Objętość względna ferrytu %						
	°C	l pomiar	II pomiar	III pomiar	IV pomiar	V pomiar	Udział średni	
1	1245	12,0	12,0	13,1	13,0	13,0	12,6	
2	1008	11,5	11,0	11,4	11,6	11,7	11,4	
3	727	9,5	10,0	11,2	10,0	9,8	10,1	
4	299	13,8	14,2	14,5	13,9	14,2	14,1	
5	789	10,5	10,0	9,5	9,7	10,2	10,0	
Tempera	tura maksym	alna cyklu - 12	55°C,					
Czas nag	rzewania – 1	0 s,						
Szybkość	stygnięcia –	50 °C/s						

Tablica 5.43

### Wyniki badań symulacyjnych z zadaną szybkością stygnięcia

Nr próbki	Szybkość stygnięcia °C/s	Objętość względna ferrytu						
		I pomiar	ll pomiar	III pomiar	IV pomiar	V pomiar	Udział średni	
I seria badań								
la	50	14,8	15,1	14,9	15,0	14,8	14,9	
2a	100	13,7	13,6	13,9	13,6	13,8	13,7	
3a	150	12,1	12,3	12,2	12,0	12,3	12,2	
4a	200	10,4	10,8	10,2	10,3	10,4	10,4	
II seria badań								
lb	50	14,9	15,0	15,0	15,2	14,9	15,0	
2b	100	13,6	13,6	13,7	14,0	13,9	13,8	
3b	150	12,3	12,1	12,2	12,1	12,2	12,2	
4b	200	10,2	10,6	10,3	10,1	10,2	10,3	
III seria badań								
lc	50	14,6	14,9	14,6	15,1	15,0	14,8	
2c	100	13,5	13,7	13,8	13,8	13,7	13,7	
3c	150	12,2	12,4	12,1	12,1	12,4	12,2	
4c	200	10,1	10,2	10,6	10,4	10,4	10,3	
Temperatura maksymalna cyklu - 1255°C, Czas nagrzewania – 10 s,								



- Rys.5.16. Struktura austenityczno ferrytyczna (szybkość stygnięcia 50 °C/s, temperatura wyłączenia 1245 °C)
- Fig. 5.16. Austenitic ferritic structure (cooling rate 50 °C/s, maximum temperature 1245 °C)



- Rys. 5.17. Struktura austenityczno ferrytyczna (szybkość stygnięcia 50 °C/s, temperatura wyłączenia 1008 °C)
- *Fig. 5.17. Austenitic ferritic structure (cooling rate 50 °C/s, maximum temperature 1008 °C)*



Rys.5.18. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 50 °C/s, temperatura wyłączenia 727 °C)

Fig. 5.18. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 50 °C/s, maximum temperature 727 °C)



Rys.5.19. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 50 °C/s, temperatura wyłączenia 299 °C)

Fig. 5.19. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 50 °C/s, maximum temperature 299 °C)



*Rys.5.20. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 50 °C/s) Fig. 5.20. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 50 °C/s)* 



*Rys.5.21. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 100 °C/s) Fig. 5.21. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 100 °C/s)* 



*Rys.5.22. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 150 °C/s) Fig. 5.22. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 510 °C/s)* 



*Rys.5.23. Struktura austenityczno – ferrytyczna (szybkość stygnięcia – 200 °C/s) Fig. 5.23. Austenitic – ferritic structure (cooling rate – 510 °C/s)* 

Uzyskane wyniki badań polegających na nagrzaniu próbki do temperatury 1255°C a następnie wyłączeniu nagrzewania i szybkim stygnięciu próbki w zadanej temperaturze potwierdzają zmianę objętości względnej ferrytu zależnie od temperatury w której szybko ostudzono próbkę. W zakresie temperatury 1245 - 727°C następuje spadek objętości względnej ferrytu (od 12,6 do 10,1%). W przypadku temperatury 299°C stwierdzono wzrost objętości względnej ferrytu do 14,1%. Uzyskane wyniki potwierdzają wpływ przemian zachodzących w temperaturze 1250 - 1000°C oraz 650 - 350°C (a zwłaszcza przemiany zachodzącej w niższym zakresie temperatury) na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej. W przypadku badań symulacyjnych polegających na nagrzaniu próbek do temperatury maksymalnej cyklu (1255°C), a następnie studzeniu z zadanymi szybkościami (od 200 do 50 °C/s) stwierdzono wzrost zawartości ferrytu od 10,3 do 15,0 %. Najmniejszej szybkości stygnięcia odpowiada największa objętość względna ferrytu. Uzyskane wyniki potwierdzają znaczenie przemiany zachodzącej w zakresie temperatury 650 - 350°C na objętość względna ferrytu w temperaturze pokojowej.

### 6. RÓWNANIA REGRESJI I NOMOGRAMY UŚCIŚLAJĄCE OBJĘTOŚĆ WZGLĘDNĄ FERRYTU WYSOKOCHROMOWEGO WYZNACZONĄ NA PODSTAWIE WYKRESU SCHAEFFLERA

Na podstawie uzyskanych wyników pomiarów objętości względnej ferrytu oraz badań cykli cieplnych spawania (tablice 5.16 – 5.31) opracowano równania regresji liniowej uwzględniające równoważniki chromu i niklu oraz czas stygnięcia. Opracowano równania regresji liniowej uwzględniające czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub>.

Zmiennymi niezależnymi są:

- różnica wartości równoważników chromu i niklu  $(Cr_{eq} Ni_{eq})$ ,
- czas stygnięcia  $t = 1, 1 t_{650-350}$ .

Zmienną zależną jest objętość względna ferrytu zmierzona w temperaturze pokojowej -  $V_{\text{ferryl}}$ .

- równanie regresji liniowej dla spoiny wykonanej drutem litym G 23 12 L (CN 23/12 IG).

$$V_{ferryt} = 5,00 \left( Cr_{eq} - Ni_{eq} \right) + 0,0694t - 41,19$$
 (6.1)

α = 0,05 R = 0,99 Błąd standardowy estymacji = 0,75 Błąd standardowy = 8,32

równanie regresji liniowej dla spoiny wykonanej drutem proszkowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD).

$$V_{ferryt} = 3,9352 \Big( Cr_{eq} - Ni_{eq} \Big) + 0,0299t - 22,90$$
 (6.2)

 $\alpha = 0,05$ R = 0,99 Błąd standardowy estymacji = 0,45 Błąd standardowy = 3,56 Opracowane równania regresji wielokrotnej posłużyły do zbudowania nomogramów siatkowych w prostokątnym układzie współrzędnych (rysunki 6.1 - 6.2 - część górna) [95 – 97]. Opracowane nomogramy obowiązują dla wartości ( $Cr_{cq} - Ni_{cq}$ ) oraz t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> wyznaczonych w prowadzonych badaniach. Nomogramy te tworzą rodzina prostych równoległych ( $Cr_{eq} - Ni_{eq}$ ) =  $\alpha$  % = const. oraz dwie osie współrzędnych. Na osi odciętych zaznaczono czas t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> (parametr charakteryzujący szybkość stygnięcia spoiny). Oś rzędnych odpowiada skorygowanemu udziałowi ferrytu. Nomogram ten uwzględnia szybkość stygnięcia spoiny i umożliwia uściślenie objętości względnej ferrytu wyznaczonego na podstawie wykresu Schaefflera. Umożliwia on wyznaczenie objętości względnej ferrytu z dokładnością ok. ±2%.

Uzyskane w prowadzonych badaniach wyniki umożliwiły opracowanie równań regresji wielokrotnej uwzględniających wpływ grubości spawanych blach (g) i energii liniowej spawania ( $E_L$ ) na czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650-350</sub>.

Ze względu na zróżnicowaną objętość względną ferrytu w celu zwiększenia dokładności wyznaczanej zależności, równania regresji wielokrotnej opracowano oddzielnie dla pierwszej, drugiej oraz trzeciej i wyższych warstw spoiny.

Zmiennymi niezależnymi są:

- grubość spawanej blachy g,
- energia liniowa spawania E<sub>L</sub>.

Zmienną zależną jest czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>.

równanie regresji wielokrotnej dla pierwszej warstwy spoiny wykonanej drutem litym
 G 23 12 L (CN 23/12 IG)

$$t = 0.00g + 0.375E_L + 58,00 \tag{6.3}$$

α = 0,05 R = 0,77 Błąd standardowy estymacji = 4,24 Błąd standardowy = 4,97

równanie regresji wielokrotnej dla drugiej warstwy spoiny wykonanej drutem litym
 G 23 12 L (CN 23/12 IG)

$$t = 0.00g + 1.25E_L + 60.00 \tag{6.4}$$

α = 0,05 R = 0,77 Błąd standardowy estymacji = 14,14 Błąd standardowy = 16,58

 równanie regresji wielokrotnej dla trzeciej i wyższych warstw spoiny wykonanej drutem litym G 23 12 L (CN 23/12 IG)

$$t = 0.156g + 1.98E_L + 60.75 \tag{6.5}$$

α = 0,05 R = 0,75 Błąd standardowy estymacji = 24,74 Błąd standardowy = 29,02

 równanie regresji wielokrotnej dla pierwszej warstwy spoiny wykonanej drutem proszkowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

$$t = 0.00g + 3.00E_{I} + 47.00 \tag{6.6}$$

α = 0,05 R = 0,77 Błąd standardowy estymacji = 33,94 Błąd standardowy = 39,79

 równanie regresji wielokrotnej dla drugiej warstwy spoiny wykonanej drutem proszkowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

$$t = 0,0625g + 2,4E_L + 69,00 \tag{6.7}$$

α = 0,05 R = 0,75 Błąd standardowy estymacji = 29,69 Błąd standardowy = 34,82  równanie regresji wielokrotnej dla trzeciej i wyższych warstw spoiny wykonanej drutem proszkowym T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)

$$t = 0.00g + 2.75E_I + 90.00 \tag{6.8}$$

α = 0,05

R = 0,77

Błąd standardowy estymacji = 31,11

Błąd standardowy = 36,48

Na podstawie równań regresji (6.3) – (6.8) opracowano nomogramy uwzględniające wpływ grubości blachy i energii liniowej spawania na czas stygnięcia spoiny (rysunki 6.1 – 6.2 – część dolna). Opracowane nomogramy obowiązują dla grubości blachy (g) i energii liniowej spawania ( $E_L$ ) przyjętych w niniejszych badaniach. Nomogramy te tworzą rodzina prostych (g) = const. oraz dwie osie współrzędnych. Na osi odciętych zaznaczono czas t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub> (parametr charakteryzujący szybkość stygnięcia spoiny), natomiast na osi rzędnych energię liniową spawania ( $E_L$ ).

Opracowane na podstawie doświadczalnych wyników badań nomogramy pozwalają na oszacowanie wpływu grubości blachy i energii liniowej spawania na czas stygnięcia spoiny.

Połączenie nomogramów umożliwiających wyznaczenie skorygowanej objętości względnej ferrytu na podstawie składu chemicznego spoiny ( $Cr_{eq} - Ni_{eq}$ ) i czasu stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 -350</sub> oraz nomogramów umożliwiających wyznaczenie wpływu grubości blachy i energii liniowej spawania na czas stygnięcia spoiny reprezentowany przez parametr t = 1,1 t<sub>650 -350</sub> pozwoliło na zbudowanie złożonych nomogramów korygujących (rysunki 6.1 – 6.2). Złożone nomogramy korygujące uzyskano łącząc wspólną osią czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> nomogramy zbudowane w oparciu o równania regresji wielokrotnej (6.1) i (6.3) – (6.5) oraz (6.2) i (6.6) – (6.8). Oś czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> jest osią odciętych dla nomogramów zbudowanych w oparciu o równania (6.1) i (6.2) i osią rzędnych dla nomogramów zbudowanych na podstawie równań (6.3) – (6.5) i (6.6) – (6.8). Nomogramy złożone pozwalają na oszacowanie objętości względnej ferrytu w spoinie przy znajomości energii liniowej spawania, kolejności układania warstw spoiny oraz składu chemicznego. Tego typu nomogramy, uwzględniające nie tylko (jak dotychczas) wpływ składu chemicznego na objętość względną ferrytu, ale również szybkość stygnięcia reprezentowaną przez t=1,1t<sub>650-350</sub> mogą być pomocne przy opracowywaniu technologii spawania stali odpornych na korozję.

Sposób postępowania przy korzystaniu z nomogramów jest następujący:

- Dla wymaganej objętości względnej ferrytu w spoinie należy oszacować na podstawie wykresu Schaefflera przybliżoną objętość względną ferrytu wynikającą ze składu chemicznego spoiny.
- 2. Znając przybliżoną objętość względną ferrytu wynikającą ze składu chemicznego spoiny, na podstawie wykresu Schaefflera należy dobrać materiał dodatkowy do spawania.
- Znając wymaganą objętość względną ferrytu w spoinie oraz objetość wynikającą ze składu chemicznego należy dobrać energię liniową spawania dla poszczególnych warstw spoiny.



Rys.6.1. Nomogram siatkowy uściślający objętość względną ferrytu wyznaczoną z wykresu Schaefflera – spoina wykonana drutem o oznaczeniu G 23 12 L (CN 23/12 IG)
Fig. 6.1. Net nomogram which specify precisely ferrite relative volume received from Schaeffler diagram – weld made with G 23 12 L (CN 23/12 IG) wire



 Rys.6.2. Nomogram siatkowy uściślający objętość względną ferrytu wyznaczoną z wykresu Schaefflera – spoina wykonana drutem o oznaczeniu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)
 Fig. 6.2. Net nomogram which specify precisely ferrite relative volume received from Schaeffler diagram– weld made with T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) wire



Rys. 6.3. Wykres Schaefflera z zaznaczoną objętością względną ferrytu wyznaczoną na podstawie składu chemicznego stopiwa drutów dla przedstawionych przykładów (P1, P2, P3, P4)

### PRZYKŁAD I

Wykonać złącze doczołowe blach gatunku X5CrNi18-10 drutem litym o oznaczeniu G 23 12 L (CN 23/12 IG). Grubość łączonych blach wynosi 8 mm.

Wyznaczyć energię liniową spawania (dla trzeciej warstwy spoiny) tak, aby objętość względna ferrytu wynosiła 14%.

### Sposób postępowania

1. Z wykresu Schaefflera, na podstawie wyliczonych równoważników składu chemicznego należy wyznaczyć objętość względną ferrytu.

2.

Fig. 6.3. Schaeffler diagram with marked ferrite relative volume, determined from chemical constitution of deposited metals of wires for presented examples (P1, P2, P3, P4)

Tablica 6.1

Oznaczenie	ie Skład chemiczny %					
drutu	С	Si	Mn	Cr	Ni	
G 23 12 L (CN 23/12 IG)	max 0,02	0,6	1,7	23,5	12,5	

Skład chemiczny stopiwa drutu G 23 12 L (CN 23/12 IG) (dane katalogowe)

Dla równoważnika niklu:

 $Ni_{eq} = 13,95$ 

i dla równoważnika chromu:

 $Cr_{eq} = 23,8$ 

objętość względna ferrytu wyznaczona z wykresu Schaefflera wynosi 10% (punkt P1, rysunek 6.3).

1. Z nomogramu korekcyjnego (rysunek 6.1) energię liniową spawania wyznacza się w sposób następujący.

Dla wymaganej objętości względnej ferrytu 14% (udział skorygowany – oś rzędnych, zwrot  $\uparrow$ ), należy poprowadzić linię prostą (równoległą do osi czasu) tak, aby uzyskać punkt przecięcia z prostą odpowiadającą 10% objętości względnej ferrytu wyznaczonej z wykresu Schaefflera (część górna wykresu). Następnie należy poprowadzić prostą równoległą do osi rzędnej (energii liniowej spawania) i wyznaczyć punkt przecięcia z linią odpowiadającą trzeciej warstwie spoiny (część dolna wykresu). Od wyznaczonego punktu przecięcia należy poprowadzić prostą równoległą do osi czasu i uzyskać punkt przecięcia z osią energii liniowej spawania (oś rzędnych, zwrot  $\downarrow$ ).

Wymagana energia liniowa spawania wynosi ok. 9 kJ/cm

### Sprawdzenie przykładu

Wyniki badań sprawdzono dla objętości względnej ferrytu w trzeciej warstwie spoiny wykonanej przy energii liniowej spawania ok. 9 kJ/cm. Wyniki badań zestawiono w tablicy 6.2.

Tablica 6.2

Nr pomiaru	1	2	3	4	5	Šr.
Objętość						
względna	14,5	14,0	14,0	13,5	13,0	13,8
ferrytu, %						

Wyniki badań sprawdzających

### PRZYKŁAD II

Należy wyznaczyć objętość względną ferrytu w trzeciej warstwie spoiny czołowej wykonanej drutem T 19 12 3 LR M (C) 3 wg EN 12073 (oznaczenie producenta EAS 4 MI-G) dla energii liniowej spawania wynoszącej:

- 5 kJ/cm
- 14 kJ/cm

Gatunek spawanych blach - X5CrNi18-10, grubość 10mm

### Sposób postępowania

1. Z wykresu Schaefflera, na podstawie równoważników składu chemicznego należy wyznaczyć objętość względną ferrytu.

Tablica 6.3

Skład chemiczny stopiwa drutu T 19 12 3 LR M (C) 3 (EAS 4 MI-G) podany według

С	Si	Mn	Cr	Ni	Мо
Max 0,02	0,8	1,7	18,4	11,8	2,8

katalogu producenta w %

Dla równoważnika chromu:

 $Cr_{eq} = 22,4$ 

i dla równoważnika niklu:

 $Ni_{eq} = 14,05$ 

objętość względna ferrytu wyznaczona na podstawie wykresu Schaefflera wynosi 8% (punkt P2, rysunek 6.3).

2. Z nomogramu korekcyjnego (rysunek 6.1) objętość względna ferrytu w spoinie wyznaczana jest w sposób następujący.

Dla energii liniowej spawania równej 5 kJ/cm (oś rzędnych, zwrot  $\downarrow$ ) należy poprowadzić prostą równoleglą do osi czasu i uzyskać punkt przecięcia z linią odpowiadającą trzeciej warstwie spoiny (część dolna wykresu). Następnie należy poprowadzić prostą równoleglą do osi rzędnych, aż do przecięcia z linią odpowiadającą objętości wzglednej ferrytu wyznaczonej z wykresu Schaefflera równej 8% (część górna wykresu). Od uzyskanego punktu przecięcia należy poprowadzić prostą równoległa do osi czasu, aż do przecięcia z osią objętości względnej ferrytu w spoinie (oś rzędnych, zwrot  $\uparrow$ ).

Wyznaczona z wykresu korekcyjnego objętość względna ferrytu wynosi 3,8 %.

Sposób postępowania dla innych wartości energii liniowej spawania jest taki sam.
Przykładowo, dla energii liniowej spawania równej 14 kJ/cm (oś rzędnych, zwrot  $\downarrow$ ) i trzeciej warstwy spoiny (część dolna wykresu) oraz objętości względnej ferrytu wyznaczonej z wykresu Schaefflera równej 8% (część górna wykresu) objętość względna ferrytu wynosi 5,0 % (oś rzędnych, zwrot  $\uparrow$ ).

## Uwaga do przykładu

Nomogramy korekcyjne zostały opracowane na podstawie wyników przeprowadzonych badań, tj. dla spoin wykonanych drutami o oznaczeniu G 23 12 L (CN 23/12 IG) oraz T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD), grubości spawanych blach 8, 16 i 24 mm, energii liniowej spawania w zakresie 8 – 24 kJ/cm.

W celu sprawdzenia przydatności opracowanego nomogramu do określania objętości względnej ferrytu w spoinach wykonanych drutem o innym składzie chemicznym postanowiono wykorzystać wyniki badań przeprowadzonych w pracy [99] przy zastosowaniu drutu T 19 12 3 LR M (C) 3 (EAS 4 MI-G).

### Sprawdzenie przykładu

W tablicy 6.4 zamieszczono wyniki badań sprawdzających dla  $E_L = 5 \text{ kJ/cm}$ , natomiast w tablicy 6.5 dla  $E_L = 14 \text{ kJ/cm}$ .

Tablica 6.4

Nr pomiaru	1	2	3	4	5	Śr.
Objętość						
względna	4,1	4,0	3,9	3,9	4,0	4,0
ferrytu %						

Wyniki badań sprawdzających ( $E_L = 5 \text{ kJ/cm}$ )

Tablica 6.5

		-				
Nr pomiaru	1	2	3	4	5	Śr.
Objętość						
względna	4,8	4,7	4,8	4,8	4,7	4,8
ferrytu %						

Wyniki badań sprawdzających ( $E_L = 14 \text{ kJ/cm}$ )

#### PRZYKŁAD III

Wykonać złącze doczołowe blach gatunku X5CrNi18-10 drutem proszkowym o oznaczeniu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD). Grubość łączonych blach wynosi 24 mm. Wymagane jest uzyskanie w każdej warstwie spoiny 12 % objętości względnej ferrytu. Należy wyznaczyć wartości energii liniowej spawania, dla której objętość względna ferrytu wynosi 12 % w każdej warstwie spoiny.

#### Sposób postępowania

1. Z wykresu Schaefflera, na podstawie wyliczonych równoważników składu chemicznego należy wyznaczyć objętość względną ferrytu.

Skład chemiczny stopiwa drutu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) zamieszczono w tablicy 6.6.

Tablica 6.6

Skład chemiczny stopiwa drutu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) (dane katalogowe)

Oznaczenie	Skład chemiczny %						
drutu	С	Si	Mn	Cr	Ni		
T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD)	Max. 0,03	0,6	1,5	22,8	12,5		

Dla równoważnika chromu:

 $Cr_{eq} = 23,7$ 

i dla równoważnika niklu

 $Ni_{eq} = 14,15$ 

objętość względna ferrytu wyznaczona z wykresu Schaefflera wynosi 8 % (punkt P3, rysunek 6.3).

2. Z nomogramu korekcyjnego (rysunek 6.2) energia liniowa spawania, przy której uzyskuje się objetość względną 12% ferrytu w każdej warstwie spoiny wyznaczana jest następująco.

\_Dla wymaganej objętości względnej ferrytu w spoinie równej 12 % (oś rzędnych, zwrot  $\uparrow$ ) należy poprowadzić prostą równoległą do osi czasu tak, aby uzyskać punkt przecięcia z linią odpowiadającą objętości względnej ferrytu wyznaczonej z wykresu Schaefflera równej 8% (część górna wykresu). Następnie od uzyskanego punktu należy poprowadzić prostą równoległą do osi rzędnych (eneregii liniowej spawania) i uzyskać punkty przecięcia z liniami odpowiadającymi 1, 2 i 3 warstwie spoiny (część dolna wykresu). Od uzyskanych punktów należy poprowadzić proste równoległe do osi czasu, aż do przecięcia z osią energii liniowej spawania (oś rzędnych, zwrot  $\downarrow$ ). Wyznaczone wartości energii liniowej spawania wynoszą:

- $E_L = 21 \ kJ/cm \ (1 \ warstwa)$
- $E_L = 16 \ kJ/cm \ (2 \ warstwa)$
- $E_L = 7 \ kJ/cm \ (3 \ warstwa)$

# PRZYKŁAD IV

Określić objętość względną ferrytu w poszczególnych warstwach złącza doczołowego blach gatunku X5CrNi18-10 wykonanego drutem proszkowym o oznaczeniu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD). Grubość łączonych blach wynosi 24 mm. Energia liniowa spawania wynosi 25 kJ/cm.

## Sposób postępowania

1. Z wykresu Schaefflera, na podstawie wyliczonych równoważników składu chemicznego należy wyznaczyć objętość względną ferrytu.

Skład chemiczny stopiwa drutu T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) zamieszczono w tablicy 6.6. Dla równoważnika chromu:

 $Cr_{eq} = 23,7$ 

i dla równoważnika niklu:

 $Ni_{eq} = 14,15$ 

objętość względna ferrytu wyznaczona z wykresu Schaefflera wynosi 8 % (punkt P4, rysunek 6.3).

2. Z wykresu korekcyjnego (rysunek 6.2) objętość względna ferrytu w poszczególnych warstwach złącza spawanego wyznaczana jest nastepująco.

Dla energii liniowej spawania równej 25 kJ/cm (oś rzędnych, zwrot  $\downarrow$ ) należy poprowadzić prostą równoległą do osi czasu tak, aby uzyskać punkty przecięcia z liniami odpowiadającymi poszczególnym warstwom spoiny (część dolna wykresu). Od uzyskanych punków należy poprowadzić proste równoległe do osi rzędnych (objętość względna ferrytu w spoinie) aż do uzyskania punktów przecięcia z linią odpowiadającą objętości względnej ferrytu wyznaczonej z wykresu Schaefflera równej 8% (część górna wykresu). Od uzyskanych punktów przecięcia należy poprowadzić proste równoległe do osi czasu, aż do przecięcia z osią objętości względnej ferrytu w spoinie).

Wyznaczona z wykresu korekcyjnego objętość względna ferrytu w spoinie wynosi odpowiednio:

- warstwa 1 − 12,4 %
- warstwa 2 12,9 %
- warstwa 3 13 %

# Sprawdzenie przykładu

W tablicy 6.7 zamieszczono wyniki badań sprawdzających.

Tablica 6.7

Nr pomiaru	1	2	3	4	5	Śr.
Warstwa 1	11,8	12,5	12,5	12,8	13,0	12,5
Warstwa 2	12,8	13,1	13,0	12,9	13,2	13,0
Warstwa 3	13,9	14,2	14,1	14,2	13,8	14,0

Wyniki badań sprawdzających – objętość względna ferrytu % ( $E_L = 25 \text{ kJ/cm}$ )

# 7. MODEL MATEMATYCZNY ROZKŁADU FERRYTU W SPOINIE

Na podstawie danych eksperymentalnych, które uzyskano z prowadzonych badań dotyczących warunków spawania i właściwości złączy spawanych ze stali nierdzewnych o strukturze dwufazowej [98 - 109], opracowano model rozkładu ferrytu w spoinie [110]. Model odwzorowuje zjawiska cieplno-dyfuzyjne zachodzące podczas spawania wielowarstwowego i uwzględnia fakt, że procesowi stygnięcia i krystalizacji poszczególnych warstw spoiny towarzyszą przemiany fazowe w stanie stałym, powodujące zmianę struktury spoiny. Model płaski i obliczenia numeryczne wykonano metodą elementów skończonych MES przy wykorzystaniu programu badawczego ANSYS 5.5 (o zdolności podziału obszaru identyfikowanego na 64 tys. węzłów i elementów).

W rozwiązaniach numerycznych programu do analizowania zjawiska dyfuzji wykorzystano równanie przewodzenia ciepła w ciałach stałych ze względu na istniejącą analogię tych zjawisk. Zjawiska przewodzenia ciepła i dyfuzji opisywane są tym samym typem równania różniczkowego cząstkowego.

W szczegółowych rozwiązaniach chodziło o wyznaczenie rozkładu ferrytu w złączu doczołowym ze stali austenityczno-ferrytycznej gatunku X5CrNi18-10 o grubości blachy 25 mm, spawanym drutem gatunku T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD).

Układ warstw spawanych w złączu przyjętym do analizy numerycznej oraz podział obszaru na elementy skończone zamieszczono na rysunku 7.1. Do utworzenia siatki przyjęto, z biblioteki programu ANSYS element cieplny, izoparametryczny, płaski o 4 węzłach - typu PLANE 55.

Metodą numeryczną wyznaczono:

- pole temperatury w spoinie po ułożeniu górnej warstwy i przyjęciu w niższych warstwach stałego stanu temperatury w zakresie czasów od 0,3 do 3 s, który odpowiada czasowi przemieszczania się jeziorka płynnego metalu podczas spawania;
- pole rozkładu ferrytu wynikające ze skutków działania pola temperatury.

Wartości zadane do numerycznego obliczania pola temperatury w spoinie po ułożeniu górnej warstwy i pola rozkładu ferrytu dla układu pól wzajemnie ze sobą sprzężonych podano w tablicy 7.1.

# Tablica 7.1

Wartości	przyjęte	do	obliczeń	numerycznyc	h	[91]	
----------	----------	----	----------	-------------	---	------	--

	Dane przyjęte do obliczeń							
	Pola ten	nperatury	Pola rozkładu ferrytu					
Numer	Temperatura w warstwie	Wielkości fizyczne dla stali	Współczynnik dyfuzji D (Fe w Fe)	Zakres temperatury do				
spawanej	T °C	X5CrNi18-10	mm <sup>2</sup> /s	współczynnik dyfuzji D °C				
1	2	3	4	5				
6	1250	współczynnik	3,0.10-4	Powyżej 1150				
5	1100	przewodzenia	2,8.10-4	1050 do 1150				
4	1000	λ=KXX=0,005	2,0.10-4	950 do 1050				
3	900	$cal \cdot mm^{-1} \cdot s^{-1} \cdot \circ C$	2,0.10-5	850 do 950				
2	800		1,0.10-5	750 do 850				
1	600	ciento właściwe	0,5.10-5	650 do 750				
Strefa wpływu ciepła	20	$c=140$ $cal \cdot kg^{-1} \cdot °C^{-1}$	0,1.10-5	poniżej 650				
Materiał	20	masa właściwa $\gamma = DENS =$ $0,79 \cdot 10^{-5}$ $kg \cdot mm^{-3}$	0,5.10-6	-				

Dane przyjęte do szczegółowych obliczeń były następujące:

 - założono, że model numeryczny odwzorowujący pole rozkładu ferrytu w spoinie zawiera 8 stref materiałowych, różniących się między sobą współczynnikami dyfuzji D (tablica 7.1, kolumna 4) – rysunek 7.1;

- przyjęte wartości współczynników dyfuzji ferrytu w ferrycie obejmują zakresy od założonego minimum temperatury w danej warstwie do minimum temperatury następnej warstwy (tablica 7.1, kolumna 5);

 energię aktywacji wyznaczono numerycznie dla poszczególnych warstw spoiny modelu, przy przyjętym współczynniku dyfuzji D;

 do obliczeń rozkładu ferrytu w spoinie przyjęto dane z pomiarów empirycznych ferrytu wykonanych ferytomierzem.



Rys. 7.1. Obliczone numerycznie pole temperatury dla czasu równego 0,1 s dla przyjętych wartości energii aktywacji podanych w tablicy 7.1 [110]

Fig. 7.1. Thermal field calculated numerically at time of 0.1 s for activation energy values given in table 7.1 [110]



- Rys. 7.2. Obliczone numerycznie pole temperatury dla czasu równego 3 s dla przyjętych wartości energii aktywacji podanych w tablicy 7.1 [110]
- Fig. 7.2. Thermal field calculated numerically at time of 3 s for activation energy values given in table 7.1 [110]



- Rys. 7.3. Obliczone numerycznie pole rozkładu ferrytu (odwzorowanie pola temperatury dla czasu 3s) [110]
- Fig. 7.3. Ferrite distribution calculated numerically representation of the thermal field at a time of 3 s[110]



Rys. 7.4. Ścieżki przyjęte do graficznego wyznaczenia rozkładu ferrytu w spoinie [110] Fig. 7.4. Paths accepted for graphical determination of ferrite distribution in a weld [110]



Rys. 7.5. Rozkład ferrytu – odwzorowanie w czasie nagrzewania (3s) i stygnięcia (30s) [110] Fig. 7.5. Ferrite distribution – representation during heating time (3 s) and cooling time (30 s) [110]



Rys. 7.6. Rozkład ferrytu wzdłuż ścieżki leżącej w osi spoiny [110] Fig. 7.6. Ferrite distribution along the path in the axis of a weld [110]



Rys. 7.7. Rozkład ferrytu wzdłuż ścieżki prostopadłej do osi spoiny [110] Fig. 7.7. Ferrite distribution along the path perpendicular to the axis of a weld [110]

Na podstawie modelowania zjawisk cieplno-dyfuzyjnych i obliczeń numerycznych wyznaczono pole temperatury i przewidywany rozkład ferrytu w poszczególnych warstwach spoiny. Największą objętość względną ferrytu dla przyjętych warunków brzegowych i początkowych otrzymano w warstwie górnej 6 i wynosi ona 21,6 %, obniżając się do ilości 8,0 % w warstwie 1. Na podstawie przyjetego modelu matematycznego można prognozować rozkład ferrytu w złączu spawanym bez konieczności wykonywania dodatkowych pomiarów. Kształtowanie się objętości względnej ferrytu wzdłuż linii pionowej (przebiegającej od grani do lica spoiny) i poziomej w warstwie pierwszej spoiny, na podstawie zestawienia wyników pomiarów i wyników numerycznych, ilustrują rysunki 7.6 i 7.7. Rozkład ferrytu w spoinie, wyznaczony numerycznie dla konkretnego przykładu, może nieznacznie różnić się od wyników wyznaczonych doświadczalnie. Objętość względna ferrytu w spoinie wyznaczona doświadczalnie na ogół oscyluje wokół prostej rozkładu ferrytu wyznaczonego numerycznej). Rozkład ferrytu wyznaczony numerycznie może stanowić odniesienie do przewidywanego rozkład ferrytu w spoinie.

Badania numeryczne umożliwiły wyznaczenie ilościowo przebiegu zjawisk fizycznych - przepływu ciepła i dyfuzji w postaci rozkładu pola temperatury oraz rozkładu pola ferrytu.

Modelowanie numeryczne procesu spawania oraz dyfuzji umożliwia badania i analizę zjawisk zachodzących podczas rzeczywistego spawania.

#### 8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

# 8.1. Podsumowanie

W pracy rozważano wpływ szybkości stygnięcia spoiny stali Cr-Ni na objętość względną w niej ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej. Przyjęta sekwencja i metodyka badań służyły do zbadania procesów zachodzących w spoinie podczas jej stygnięcia oraz uzyskania zależności ilościowych służących do zbudowania nomogramu uściślającego objętość względną ferrytu przy uwzględnieniu obok składu chemicznego również warunków spawania.

W badaniach opisanych w rozdziale 5.1 szukano wpływu, jaki na objętość względną ferrytu wysokochromowego w spoinie mają: energia liniowa spawania, potencjał jonizacji osłony gazowej i warunki odprowadzenia ciepła. Uzyskane wyniki wykazały znaczne zróżnicowanie objętości względnej ferrytu w spoinach wykonanych tym samym gatunkiem drutu, w zależności od warunków spawania. Prawidłowość ta wystąpiła dla wszystkich zastosowanych drutów spawalniczych. Opracowane równania regresji wielokrotnej wskazują, że największy wpływ na objętość względną ferrytu w spoinie mają warunki odprowadzenia ciepła.

Weryfikację wyników pomiarów objętości względnej ferrytu wykonanych przy zastosowaniu ferrytomierza przeprowadzono za pomocą badań metalograficznych (rozdz. 5.2). Badania te wykonano dla wybranych próbek o zróżnicowanej objętości względnej ferrytu (dla spoin wykonanych drutami G 23 12 L (CN 23/12 IG) i T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD). Wyniki badań metalograficznych potwierdziły wyniki uzyskane przez pomiar za pomocą ferrytomierza, wskazujące na zróżnicowaną objętość względną ferrytu w próbkach w zależności od warunków odprowadzenia ciepła.

Porównanie objętości względnej ferrytu wyznaczonego z wykresu Schaefflera (na podstawie składu chemicznego ostatniej warstwy spoiny – rozdz. 5.3) z objętością względną ferrytu zmierzoną za pomocą ferrytomierza wskazuje na istotny wpływ warunków odprowadzenia ciepła na udział tej fazy w badanych spoinach.

Pomiar zawartości chromu i niklu w ziarnach austenitu i ferrytu przeprowadzono metodą spektrometru dyspersji energii w próbkach o różnej objętości względnej ferrytu (rozdz. 5.4). Uzyskane wyniki wykazują, że zróżnicowanej objętości względnej ferrytu w badanych próbkach, wykonanych przy różnej energii liniowej spawania i różnych warunkach odprowadzenia ciepła (a tym samym różnej szybkości stygnięcia), odpowiada zróżnicowana zawartość Cr i Ni odpowiednio w ziarnach austenitu i ferrytu.

Celem rejestracji cykli cieplnych spawania, przeprowadzonej w rzeczywistych warunkach spawania, było określenie ilościowych zależności między warunkami odprowadzenia ciepła a objętością względną ferrytu wysokochromowego w spoinie oraz wyznaczenie parametru charakteryzującego szybkość jej stygnięcia. Wykorzystanie termoelementu W - Re umożliwiło pomiar i rejestrację rzeczywistych cykli cieplnych bezpośrednio w jeziorku spawalniczym, a następnie w spoinie (rozdz. 5.5). Zarejestrowane przebiegi cykli cieplnych spawania pozwalają określić temperaturę krystalizacji metalu jeziorka spawalniczego oraz temperaturę przemiany  $\delta - \gamma$  i  $\gamma - \alpha$  (zwłaszcza w przypadku spoin wykonywanych przy wyższej energii liniowej spawania). Rejestracja cykli cieplnych umożliwiła określenie w znacznym przybliżeniu czasów stygnięcia spoiny w zakresie temperatury 1450 - 1000°C i 650 - 350°C. Zestawienie czasów stygniecia i objętości względnej ferrytu wskazuje na zróżnicowanie jego udziału w zależności od czasu stygniecia. Ponieważ nie można określić jaki jest wpływ na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej przemiany zachodzącej w zakresie temperatury 1450 - 1000°C, a jaki przemiany zachodzącej w zakresie 650 - 350°C, jako parametr charakteryzujący szybkość stygnięcia spoiny przyjęto czas  $t = 1,1 t_{650} - 350$ . Uzyskane wyniki pozwoliły na określenie zależności wzrostu objętości względnej ferrytu od czasu stygnięcia (rozdz. 5.5.1), wskazującej na wzrost objętości względnej ferrytu w spoinie wraz ze wzrostem czasu t = 1,1 t<sub>650-350</sub>.

Wyznaczenie czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> pozwoliło na opracowanie równania Johnsona – Mehla – Avramiego dla objętości względnej ferrytu powstającego w spoinach wykonanych drutami G 23 12 L (CN 23/12 IG) i wyznaczenie energii aktywacji dyfuzji oraz współczynników dyfuzji (rozdz.5.5.2 i 5.5.3). Obliczenie wartości współczynników dyfuzji dla energii aktywacji dyfuzji wyznaczonej na podstawie wyników uzyskanych w przeprowadzonych badaniach oraz danych literaturowych umożliwiło weryfikację wartości współczynników dyfuzji wyznaczonych doświadczalnie. Dla rozpatrywanych wartości temperatury 650, 500 i 350°C wartość współczynników dyfuzji określonych doświadczalnie była większa od wartości obliczonych.

Wyznaczenie energii aktywacji dyfuzji pozwoliło na obliczenie szybkości przemieszczania się granicy faz przy przemianie  $\gamma \rightarrow \alpha$  w zakresie temperatury 650 - 350°C (rozdz. 5.5.4). Szybkość przemieszczania się granicy faz wynosząca od 0,116 · 10<sup>-2</sup> mm · s<sup>-1</sup> w temperaturze 650°C do 0,292 · 10<sup>-7</sup> mm · s<sup>-1</sup> w temperaturze 350°C potwierdza wpływ tej przemiany i szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu w spoinie wraz ze zwiększaniem szybkości stygnięcia i obniżaniem się temperatury przemiany. Opracowanie równania Johnsona – Mehla – Avramiego dla objętości względnej ferrytu powstającego w spoinach wykonanych drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) oraz wykorzystanie wyników badań wykonanych metodą spektromeru dyspersji energii umożliwiło weryfikację czasu t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub>, wyznaczonego na podstawie pomiarów cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie (rozdz. 5.5.5).

Zwiększeniu czasu odpowiada zwiększenie różnicy Cr i Ni między ziarnami austenitu i ferrytu w badanych próbkach oraz wzrost objętości względnej ferrytu w spoinie.

Przeprowadzone obliczenia pozwoliły na uzyskanie wyników porównywalnych z wynikami uzyskanymi doświadczalnie.

Przeprowadzone obliczenia oraz uzyskane wyniki pomiarów potwierdzają wzrost objętości względnej ferrytu wraz ze wzrostem czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>, a tym samym znaczenie przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodzącej w zakresie temperatury 650 - 350°C na jego objętość względną w spoinie w temperaturze pokojowej.

Celem termicznej analizy różniczkowej była weryfikacja i potwierdzenie wyników badań polegających na rejestracji cykli cieplnych spawania bezpośrednio w jeziorku spawalniczym i spoinie przez zastosowanie dokładniejszej metody pomiarowej oraz prowadzenie badań w warunkach zapewniających ich wysoką powtarzalność.

Doświadczalna rejestracja temperatury krzepnącego metalu spoiny w czasie (termiczna analiza derywacyjna) umożliwia wyznaczenie charakterystycznych wartości temperatury krystalizacji i ocene wpływu na te wartości szybkości stygniecia. Analiza derywacyjna oddzielnie wykonanych odlewów metalu spoiny ("pierwszy model") wykazała istotny wpływ szybkości stygniecia na obniżenie wartości temperatury krystalizacji  $-T_{\text{lig}}$ ,  $T_{\text{E}}$ , T<sub>sol</sub>. Zwiększenie szybkości stygnięcia obniża również zakres temperaturowy przemian fazowych zachodzących w stanie stałym od temperatury 1245 do 1000°C oraz od temperatury 650 - 350°C (rozdz. 5.6). To powoduje, że ze zwiększaniem szybkości stygnięcia wykres równowagi fazowej w warunkach metastabilnych przesuwa się w stronę większej zawartości niklu (rys. 2.16). Przesunięciu przemiany do niższej temperatury odpowiadało obniżenie objętości względnej ferrytu w próbce od 17,6 do 6,7% (tablica 5.38). Badania derywacyjne w przypadku pojedynczych odlewów metalu spoiny ujawniły przemianę zachodzącą w zakresie temperatury ok. 650 - 350°C. Znaczenie tej przemiany dla objętości względnej ferrytu potwierdziły badania derywacyjne z zastosowaniem formy segmentowej ("model drugi"). W zakresie wysokich temperatur przemiana przebiegała podobnie jak w przypadku odlewów pojedynczych. W przypadku formy segmentowej następuje przekazywanie ciepła od obszarów o temperaturze wyższej do obszarów o temperaturze niższej i w efekcie następuje

wyrównanie temperatury w całej objętości badanego odlewu. Równocześnie stwierdzono niewielką różnicę objętości względnej ferrytu w poszczególnych segmentach. Objętość względna ferrytu w przypadku metalu spoiny wykonanej drutem G 23 12 L (CN 23/12 IG) wynosiła od 5,1 do 6,2%, natomiast w przypadku metalu spoiny wykonanej drutem T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD) od 5,0 do 6,4 (tablica 5.39). Uzyskane wyniki wskazują na duże znaczenie przemiany zachodzącej w temperaturze 650 – 350°C na objętość względną ferrytu w temperaturze otoczenia oraz potwierdzają, że czas przemiany w zakresie niskotemperaturowym (t<sub>650 – 350</sub>) należy przyjąć jako podstawę do wyznaczenia parametru technologicznego związanego z wpływem szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu przy spawaniu drutami typu 23/12. Uzyskane wyniki termicznej analizy różniczkowej pozwoliły na weryfikację wyników uzyskanych bezpośrednio w warunkach spawalniczych oraz potwierdziły słuszność przyjęcia czasu stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 – 350</sub> jako parametru charakteryzującego wpływ szybkości stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu.

Na podstawie analizy termicznej w rzeczywistych warunkach spawania (przy różnych warunkach odprowadzenia ciepła ze spoiny) badań derywacyjnych prowadzonych w warunkach laboratoryjnych i umożliwiających modelowanie warunków odprowadzenia ciepła oraz pomiarów objętości względnej ferrytu przyjęto czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub> jako parametr charakteryzujący wpływ szybkości stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej.

Badania prowadzone na symulatorze cykli cieplnych spawania potwierdziły wpływ przemian zachodzących w zakresie temperatury 1250 - 1000°C i 650 - 350°C oraz szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu w spoinach typu 23/12 w temperaturze pokojowej (rozdz. 5.8).

Na podstawie uzyskanych w badaniach wyników pomiaru objętości względnej ferrytu, obliczonych na podstawie badań składu chemicznego równoważników chromu i niklu oraz wyznaczonego czasu t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>, opracowano równania regresji wielokrotnej (rozdz. 6). Równania te opisują wpływ składu chemicznego oraz szybkości stygnięcia na objętość względną ferrytu w spoinach wykonanych drutami G 23 12 L (CN 23/12 IG) i T 23 12 LRM3 (CN 23/12 FD).

Na podstawie opracowanych równań regresji wielokrotnej zbudowano nomogramy siatkowe w prostokątnym układzie współrzędnych (rysunki 6.1–6.2). Opracowane nomogramy obowiązują dla wartości ( $Cr_{eq} - Ni_{eq}$ ) oraz (t = 1,1 t<sub>650 - 350</sub>) wyznaczonych w niniejszych badaniach.

Opracowane nomogramy, uwzględniające wpływ składu chemicznego, szybkość stygnięcia reprezentowaną przez  $(t_{1450-1000} + t_{650-350})$ , energię liniową spawania oraz kolejność układania warstw spoiny na objętość względną ferrytu, pozwalają na uściślenie wyników uzyskanych na podstawie wykresu Schaefflera i stanowią istotną pomoc przy opracowywaniu technologii spawania stali odpornych na korozję.

Przeprowadzone badania i uzyskane na ich podstawie wyniki wykazały istotne znaczenie szybkości stygnięcia (zwłaszcza w zakresie temperatury 650 - 350°C) dla objętości względnej ferrytu w spoinach w temperaturze pokojowej. Przyjęty tok badań ujawnił znaczenie przemiany  $\gamma \rightarrow \alpha$  zachodzącej w tym zakresie temperatury oraz umożliwił opracowanie parametru wiążącego szybkość stygnięcia spoiny z objętością względną ferrytu. Przedstawione w pracy nomogramy zostały opracowane na podstawie uzyskanych w niej wyników i stanowią przykład badawczego, a jednocześnie służącego praktycznemu wykorzystaniu ujęcia zagadnienia wpływu szybkości stygnięcia spoiny na objętość względną ferrytu.

Istotne ze względu na praktyczne wykorzystanie nomogramów jest potwierdzenie ich przydatności również na podstawie wyników badań prowadzonych z wykorzystaniem drutu T 19 12 3 LR M (C) 3 (EAS 4 MI-G) – rozdz. 6, przykład 2. Ważnym od strony praktycznej wynikiem pracy było opracowanie metodyki postępowania pozwalającej na uściślenie objętości względnej ferrytu (przy uwzględnieniu wpływu szybkości stygnięcia spoiny) w znacznie szerszym zakresie zmienności składu chemicznego.

Zbudowanie nomogramów pozwalających na uściślenie objętości względnej ferrytu w całym zakresie wykresu Schaefflera wymaga znacznie bardziej obszernych i kosztownych badań, między innymi dla szerszego zakresu zmienności składu chemicznego spoin –  $(Cr_{cq} - Ni_{cq}) = 6 \div 30$ .

# 8.2. Wnioski

Badania, uzyskane wyniki i wykonane obliczenia potwierdziły przyjętą tezę pracy oraz umożliwiły sformułowanie następujących wniosków:

- Przeprowadzone badania potwierdziły wpływ dwóch przemian fazowych zachodzących w stanie stałym na objętość względną ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej w spoinach wykonanych drutami typu 23/12. Wykazano, że pierwsza przemiana (δ→γ) zachodzi w zakresie temperatury od 1450 do 1000°C, natomiast druga (γ→α) w zakresie temperatury 650 - 350°C. Uzyskane wyniki wskazują na znaczny wpływ na objętość względną ferrytu drugiej przemiany zachodzącej w niższym przedziale temperaturowym.
- 2. Uzyskane w rzeczywistych warunkach spawania wyniki badań wskazują, że szybkość, z jaką stygnie spoina, nie powoduje zablokowania przemiany zachodzącej w temperaturze niższej od 750°C. Wzrost szybkości stygnięcia spoiny powoduje jedynie obniżenie temperatury, w której zachodzą przemiany. Zakres temperatury, w której zachodzą przemiany, zakres temperatury, w której zachodzą przemiany, zmienia się od 1241 do 1119°C (początek przemiany) i od 1164 do 1029°C (koniec przemiany) oraz od 635 do 358°C (początek przemiany) i od 625 do 353°C (koniec przemiany).
- Przeprowadzone badania pozwoliły na określenie kryterium charakteryzującego szybkość stygnięcia spoiny. Kryterium tym jest czas stygnięcia spoiny t = 1,1 t<sub>650-350</sub>.
- 4. Wydłużenie czasu t = 1,1 t<sub>650 350</sub> powoduje zwiększenie objętości względnej ferrytu wysokochromowego w spoinach wykonanych drutami typu 23/12.
- 5. Określenie kryterium charakteryzującego szybkość stygnięcia spoiny pozwoliło na zbudowanie nomogramów siatkowych uwzględniających wpływ składu chemicznego, szybkości stygnięcia oraz energii liniowej spawania na objętość względną ferrytu wysokochromowego w spoinach wykonanych drutami typu 23/12. Nomogramy te umożliwiają uściślenie objętości względnej ferrytu wysokochromowego wyznaczonego na podstawie wykresu Schaefflera.

#### LITERATURA

- 1. Adamczyk J.: Inżynieria wyrobów stalowych. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2000.
- Adamczyk J., Szkaradek K.: Materiały metalowe dla energetyki jądrowej. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1992.
- Metals Handbook. Metallography and phase diagrams. American Society for Metals. Metals Park, Ohio 1993.
- Pietrowa Ł.A., Kuzniecow W.N. (red.): Diagrammy sostojanija metalliczeskich system. Rossijskaja Akademia Nauk, Moskwa 1999.
- 5. Dobrzański L.A.: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego. WNT, Warszawa 2002.
- Adamczyk J.: Metaloznawstwo teoretyczne. Cz. 1, Struktura metali i stopów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1999.
- 7. Przybyłowicz K.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. WNT, Warszawa 1999.
- Colombier L., Hochman J.: Stale odporne na korozję i stale żaroodporne. Wyd. "Śląsk", Katowice 1964.
- 9. Butnicki S.: Spawalność i kruchośc stali. WNT, Warszawa 1975.
- 10. Tasak E.: Spawalność stali. Fotobit, Kraków 2002.
- Schabereiter H.: Schweissen wichtiger Stahlgruppen und möglicher Mischverbindungen (cz. 1). Schweisstechnik 1994, nr 8, s. 114 – 123.
- Schabereiter H.: Schweissen wichtiger Stahlgruppen und möglicher Mischverbindungen (cz. 2). Schweisstechnik 1994, nr 9, s.136 – 143.
- Finke M., Pries H., Wohlfahrt H.: Schweißbedingte Anlauffarben und ihr Einfluß auf die Korrosion hochlegierter CrNi – Stähle. DVS – Berichte, nr 204, s.60 – 65.
- Holmberg B., Thür J.: Fülldrahtschweißung Rost- und Säurebeständiger Stähle in der Praxis. Schweiß- & Prüftechnik, 1997, nr 11, s. 162 – 166.
- Lakhnati H.: Großrohrleitung aus nichtrostendem Chrom Nickel Stahl. Der Praktiker, 1997, nr 9, s. 411 – 417.
- Oehmigen H.G., Uhlig W.: Gefüge und Eingeschaften geschweißter Mischverbindungen aus nidriglegierten Chrom – Molybdän – (Vanadium- ) Stählen und austenitischen Chrom – Nickel – Stählen. Schweissen und Scheiden, 1997, nr 49, s. 672 – 676.
- Castro R., de Cadenet J.J.: Metalurgia spawania stali odpornych na korozję. WNT, Warszawa 1972.

- 18. Węgrzyn J.: Delta ferrite in stainless steel weld metals. Dok. MIS II C 889 91.
- Schaeffler A.L.: Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress, nr 56 (11), 1949, s. 680 680B.
- De Long W.T.: Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal, nr 53 (7), 1974, s. 273 – 286.
- Kotecki D.J., Siewert T.A.: WRC 1992 constitution diagram of stainless steel weld metals: A modification of the WRC – 1988 diagram. Welding Journal, 1992, nr 71 (7), s. 171 – 178.
- Kotecki D.J.: Extention of the WRC Ferrite Number system. Welding Journal, 1982, nr 61 (11), s. 352 361.
- Kotecki D.J.: Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. Welding Journal, 1986, nr 10, s. 273 – 278.
- 24. Seferian D.: Metallurgie de la Soudure. Paris 1959, Dunod.
- 25. Terasaki T., Gooch T.G.: Prediction of Cooling Time for Ferrite Austenite Transformation in Duplex Stainless Steel. ISIJ International 1995, nr 10, s. 1272 1276.
- 26. Hoffmeister H., Mundt R.: Untresuchungen zum Einfluβ der Schweißparameter und der Legierungszusammensetzung auf den Deltaferritgehalt des Schweißguts hochlegierter Chrom – Nickel – Stähle. Schweissen und Schneiden, 1978, nr 30, s. 214 – 218.
- Terasaki T., Hall G.T., Harrison P.L.: Predictive Equation for Cooling Time t<sub>8/5</sub> of CTS Welds. Trans.Jpn.Weld Soc., 1990, nr 21, s. 51 - 57.
- Atamert S., King J.E.: Super duplex stainless steels. Heat affected zone microstructures. Materials Science and Technology. October 1992, nr 8, s. 896 – 911.
- 29. Brooks J.A., Thompson A.W., Williams J.C.: Weld. Res. Suppl., 1984, nr 63, s. 71 83.
- 30. Nelson D.E., Beaslack W.A, Lippold J.C.: Weld. Res. Suppl., 1986, nr 66, s. 241 250.
- 31. Schmidt C.G., Young C.M., Walser B., Klundt R.H, Sherby O.L.: The influence of substructure on the elevated and room temperature strength of a 26 Cr - 1 Mo ferritic stainless steel. Metall. Trans., 1982, nr 13A, s. 447 - 456.
- 32. Akselen O.M., Grong O., Ryum N., Christensen N.: HAZ grain growth mechanisms in welding of low carbon microalloyed steels. Acta Metall., 1986, nr 34, s. 1807 1815.
- Li W.B., Easterling K.E., Ashby M.F.: Laser transformation hardening of teel II. Hypereutectoid steels. Acta Metall., 1986, nr 34, s.1533 - 1543.
- Atamert S., King J.E.: Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. Acta Metall. Mater., 1990, nr 39, s. 273 - 283.

- 35. Turnbull D.: Metastable structures in metallurgy. Metall. Trans., 1981, nr 12A, s. 695 708.
- 36. Campbel H.C.: Temperature Changes in Welding . Welding Journal 1994, nr 5, s. 73 74.
- Diltiej U., Pawlik W., Rajchel T.: Komputiernoje modelirowanije formirowanija mikrostruktury metałła pri swarkie pławlienijem. Awtomaticzeskaja Swarka 1997, nr 3, s.3 - 9.
- 38. Hoffmeister H., Mundt R.: Untersuchungen zum Einfluß des Kohlenstoffs und des Stickstoffs auf die  $\delta \gamma$  Umwandlung ferritisch-austenitischer Chrom-Nickel-Stähle. Arch. Eisenhüttenwes., 1981, nr 52, s. 159 – 164.
- Hongbin Y., Toshihiko E., Hiroyuki S.: Determination ot free energy of δ-ferrite/γaustenite interphase bonduary of low carbon steels by in-situ observation. ISIJ International 1998, nr 8, s. 794 – 801.
- 40. Karchin W.A.: Rascziet tiempieraturnych poliej pri ispolzowanii istocznikow tiepła s pieriodiczeski izmienjajuszcziejsja moszcznostju. Awtomaticzeskaja Swarka 1993, nr 6, s.3 - 7.
- Sudnik W.A., Iwanow A.W.: Matematiczeskaja model istocznika tiepłoty pri dugowoj swarkie pławjaszczimsja elektrodom w smiesi zaszczitnych gazow. Czast 1. Normalnyj process. Swarocznoje Proizwodstwo 1998, nr 9, s. 3 – 9.
- 42. Iszczenko A.J., i in.: Sriednaja temperatura metałła wanny pri dugowoj swarkie aliuminiewych spławow w inernych gazach. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 11, s. 15 - 18.
- Cybulkin G.A.: Nowyj metod ocenki izmienienija geometriczeskich parametrow swariwajemowo sojedinienia w zadaczach technołogiczeskoj adaptacji. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 2, s. 27 – 29.
- 44. Denisow W.N. i in.: Matematiczeskoje modelirowanije formirowanija szwa pri argonowoj swarkie stykowych sojedinienij tonkolistowowo wołoknistowowo kompozicjonnowo materiała sistiemy aluminij - bor. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 11, s. 14 – 17.
- 45. Razmyszljaew A.D., Majewskij W.R.: Metodika rasczieta razmierow swarocznoj wanny pri dugowoj napławkie pod fljusom. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 7, s.20 23.
- 46. Cybulkin G.A.: Analiticzeskaja model ugłowowo sojedinienija formirujuszczegosja w processjie dugowoj swarki pławjaszczimsja elektrodom. Awtomaticzeskaja Swarka 1995, nr 5, s.31 - 34.
- Meyendorf N., Nitsche R., Walther P.: Die Temperatur von Schweiβbädern beim MIGund MAG - Schweißen. ZIS – Mitteilungen 1982, nr 11, s. 1222 – 1230.

- 48. Boo K.S., Cho H.S.: Determination of a temperature sensor location for monitoring weld pool sizes in GMAW. Welding Journal 1994, nr 11, s.265 271.
- Ammosow A.P., Nikołajew W.E., Ammosow S.P.: Rascziet temperaturnowo pola s uczetom proizwoditielnosti swarki. Swarocznoje Proizwodstwo 1993, nr 11 - 12, s. 18 -20.
- 50. Budnik W.P.: Wlijanije wida iniertnowo gaza na temperaturu wanny i razruszenije oksidnoj plenki pri swarkie aljuminija. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 12, s.23 25.
- 51. Giang N.K., Lesiński K.J.: Verfahren zur Berechnung von Temperaturfeldern für Schweiβnähte beliebiger Form. Schweißen und Schneiden 1990, nr 10, s.512 - 514.
- 52. Grigorienko W.W., Kiselew N.O., Czernyszow G.G.: Analiz matematiczeskoj modeli formirowanija szwa i rezultaty prakticzeskoj ocenki jejo pri swarkie na obrazcach. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 2, s.30 - 32.
- 53. Berezowskij B.M., Sudajew I.W., Sażin O.W.: Wlijanije dawlienija dugi szwa na formu powierchnosti i głubinu swarocznoj wanny. Swarocznoje Proizwodstwo 1992, nr 2, s.32 -35.
- 54. Potechin W.P.: Model formirowanija profilja powierchnosti swarocznowo szwa pod wozdiejstwijem swarocznoj dugi. Swarocznoje Proizwodstwo 1992, nr 4, s.31 – 32.
- 55. Sudnik W.A., Radaj D., Jerofiejew W.A.: Kompjuternoje modelirowanije łazierno łuczewoj swarki: model i werifikacija. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 1, s.28 – 33.
- 56. Dilthej U. i in.: Numerische Simulation des Metal-Aktivgasscheiβprozesses. Schweißen und Schneiden 1993, nr 3, s.148 153.
- 57. Kupar R.J. i in.: Wlijanije mechanizma i usłowij masso- i tiepłopierenosa pri swarkie pławjaszczimsja elektrodom w zaszczitnych gazach na kaczestwo swarownowo sojedinienija. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 6, s.22 26.
- Sudnik W.A., Jerofiejew W.A., Iwanow A.W.: Sozdanije i wniedrienije kompjutiernych technołogij prognozirowanija formirowanija szwa pri dugowoj swarkie. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 11, s.40 – 45.
- 59. Gandin Ch-A., Rappaz M.A.: A coupled finite element celluar automation model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes. Acta Metall., 1994, nr 42, s. 22 – 33.
- Kurz W., Giovanola B., Trivedi R.: Theory of microstructual development during rapid solidification. Ibid., 1986, nr 34, s. 823 – 830.
- Gottstein G., Shvindlerman L.S.: On the true dependence of grain boundary migration rate on driving forces. Scripta Metall. Mater., 1992, nr 27, s. 1521 – 1526.

- Lee B.J.: Prediction of the amount of retained δ ferrute and microsegregation in an austenitic stainless steel. Z. Metallkd., 1999, nr 7.
- Suutala N., Takalo T.: The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Metall. Trans. A , 1979, nr 10A, s. 512 - 514.
- 64. Flemings M.C.: Behavior of metal alloys in the semisolid state. Metall. Trans. A, 1991, nr 22A, s. 957 981.
- 65. Stefanescu D.M.: Methodologies for modeling of solidification microstructure and their capabilities. ISIJ Int., 1995, nr 35, s. 637 650.
- Kraft T., Roosz A., Rettenmayr M.: Undercooling effects in microsegregation modelling. Scripta Mater., 1996, nr 35, s. 77 - 82.
- 67. Lee B.J., Kim H.D., Hong J.H.: Calculation of α/γ equilibria in SA508 Grade 3 steels for intercritical heat treatment. Metall. Mater. Trans. A, 1998, nr 29A, s. 1441 - 1447.
- Agren J.: A revised expression for the diffusivity of carbon in binary Fe c austenite. Scripta Metall., 1986, nr 20, s. 1507 - 1510.
- 69. Jonsson B.: Assestment of the mobilities of Cr, Fe and Ni in bcc Cr-Fe-Ni alloys. ISIJ Int., 1995, nr 35, s. 1415 1421.
- Combeau H., Drezet J.M., Mo A., Rappaz M.: Modeling of microsegregation in macrosegregation computations. Metall. Mater. Trans. A, 1996, nr 27A, s. 2314 - 2327.
- 71. Myśliwiec M.: Cieplno mechaniczne podstawy spawalnictwa. WNT, Warszawa 1972.
- 72. Klimpel A.: Spawanie, zgrzewanie i cięcie metali. WNT, Warszawa 1999.
- 73. Pierożek B., Lassociński J.: Spawanie łukowe stali w osłonach gazowych. WNT, Warszawa 1987.
- 74. Pilarczyk J., Pilarczyk J.: Spawanie i napawanie elektryczne metali. Wyd. "Śląsk", Katowice 1996.
- 75. Final draft pren ISO 17655: Destructive test on welds in metallic materials method for taking samples for delta ferrite measurment (ISO/FDIS 17655:2001).
- PN 91/H 04010 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości węgla.
- PN 90/H 04012 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości manganu.
- 78. PN 74/H 04013 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości krzemu.

- PN EN 24937:1994 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości chromu metodą miareczkowania potencjometrycznego lub wizualnego.
- 80. PN EN 244938:1994 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości niklu metodą wagową lub miareczkową.
- St., Jura Z.: Teoria metody ATD w badaniach stopów Al. Krzepnięcie metali i stopów. T.28, PAN, Katowice 1996.
- St.: Odlewnictwo i topienie stopów odlewniczych i ich diagnostyka. PAN, Gliwice 1993.
- Binczyk F., Gierek A., Mendala J.: Badania krystalizacji stopu AK 11 metodą jednoczesnej rejestracji krzywej ATD i DTA. PAN, Katowice 1996.
- Pietrowski S.: Krystalizacja siluminów w aspekcie oceny metodą ATD. Przegląd Odlewnictwa 1994, nr 1.
- Pietrowski S.: Silumin nadeutektyczny z dodatkami Cr, Mo, W i Co. Krzepnięcie metali i stopów, t.38, PAN, Katowice 1998.
- Podolski P.: ANALDTA program komputerowy do analizy krzywych stygnięcia. Pol. Śląska, Katowice 1997/98.
- Ashby M.F., Jones D.R.H.: Materiały inżynierskie 2 Kształtowanie struktury i właściwości, dobór materiałów. WNT, Warszawa 1999.
- 88. Mrowec S.: Teoria dyfuzji w stanie stałym. PWN, Warszawa 1989.
- Archbold T. F., King W. H.: Diffusion of Gold into Copper. Trans. AIME, 1965, nr 233, s. 839 - 841.
- Paxton H. W., Kunitake T.: Diffusion in the Iron-Chromium System. Trans. AIME, 1960, nr 218, s. 1003 - 1009.
- Szynajew A. J.: Diffuzionnyje procesy w spławach chrom żeliezo. Fiz. Miet. i Miettałłowied., 1965, nr 20, s. 875 - 880.
- Perkins R. A., Carlson P. T.: The Volume Diffusion of Carbon in Fe-17 Wt Pct Cr-12 Wt Pct Ni. Met. Trans., 1973, nr 5, s. 1511 - 1513.
- Ashby M.F., Jones D.R.H.: Materiały inżynierskie 1 Właściwości i zastosowanie. WNT, Warszawa 1997.
- 94. Adamczyk J.: Metaloznawstwo teoretyczne. Cz. 2, Przemiany fazowe, Wyd. Pol. Śląskiej, Gliwice 1991.
- 95. Konorski B., Krysicki W.: Nomografia i graficzne metody obliczeniowe. Zastosowania w technice. WNT, Warszawa 1973.

- Steinhaus H.: Elementy nowoczesnej matematyki dla inżynierów. PWN, Warszawa Wrocław 1971.
- 97. Praca zbiorowa: Poradnik inżyniera. Matematyka. WNT, Warszawa 1971.
- 98. Słania J.: Spawanie stali kwasoodpornych drutami proszkowymi w osłonach mieszanek gazowych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 1997, nr 5, s. 57 61.
- Słania J.: Wpływ gazu osłonowego na zawartość ferrytu delta w stopiwie austenitycznych drutów proszkowych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 1997, nr 6, s. 31 - 35.
- 100. Słania J.: Wpływ gazu osłonowego na zawartość ferrytu delta w stopiwie austenitycznych drutów proszkowych. IX Międzynarodowa Konferencja "Spawanie w Energetyce", Opole - Brzezie, 1997, s. 84 – 97.
- Słania J., Szczok E., Dziuba S.: Studium i badania wybranych procesów spawania stali i tworzyw termoplastycznych. Instytut Spawalnictwa (Ac – 118/St – 89), Gliwice1996.
- 102. Słania J., Banasik M., Dworak J.: Badanie procesów spawania wysokostopowych stali nierdzewnych w osłonach gazowych i wiązkami skoncentrowanej energii. Instytut Spawalnictwa (St – 106), Gliwice1997.
- 103. Słania J., Banasik M., Dworak J.: Badanie zawartości ferrytu w stalach kwasoodpornych przy spawaniu drutami proszkowymi w osłonach mieszanek gazowych. Instytut Spawalnictwa (Ac - 121/St - 125), Gliwice 1999.
- 104. Zeman M., Słania J., Kubica M.: Studium w zakresie zastosowania nowoczesnych stali o dużej odporności na pełzanie do pracy w podwyższonych temperaturach. Instytut Spawalnictwa (DA - 88/St – 140), Gliwice1999.
- 105. Łomozik M., Czwórnóg B., Warsz K., Zeman M., Słania J.: Badania warunków spawania i właściwości złączy spawanych z nierdzewnych stali o strukturze dwufazowej. Instytut Spawalnictwa (Ad – 123/St – 156), Gliwice 2000.
- 106. Słania J.: Gas shielded welding of acid resistant steels with powder filled electrodes. Welding International, 1998, nr 8, s. 593 – 598.
- 107. Słania J.: Effects of shielding gases on the content of delta ferrite in weld metals deposited with austenitic wires. Welding International, 1998, nr 9, s. 677 - 681.
- 108. Słania J, Meka K.: Welding of austenitic, acid resistant steels with flux cored wires in shields of gas mixtures. Welding International, 1998, nr 8, s.604 - 610.

- 109. Słania J.: Badania wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na zawartość ferrytu w spoinie. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 2002, nr 1, s. 44 - 48.
- 110. Kubiszyn I., Słania J.: Modelowanie zjawisk fizycznych zachodzących w procesach spawalniczych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 2002, nr 4, s. 48 51.

#### LITERATURA (w kołejności alfabetycznej)

- 1. Adamczyk J.:Inżynieria wyrobów stalowych. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2000.
- Adamczyk J., Szkaradek K.: Materiały metalowe dla energetyki jądrowej. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1992.
- Adamczyk J.: Metaloznawstwo teoretyczne. Cz. 1, Struktura metali i stopów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1999.
- Adamczyk J.: Metaloznawstwo teoretyczne. Cz. 2, Przemiany fazowe, Wyd. Pol. Śląskiej, Gliwice 1991.
- Agren J.: A revised expression for the diffusivity of carbon in binary Fe c austenite. Scripta Metall., 1986, nr 20, s. 1507 - 1510.
- Akselen O.M., Grong O., Ryum N., Christensen N.: HAZ grain growth mechanisms in welding of low carbon microalloyed steels. Acta Metall., 1986, nr 34, s. 1807 – 1815.
- Ammosow A.P., Nikołajew W.E., Ammosow S.P.: Rascziet temperaturnowo pola s uczetom proizwoditielnosti swarki. Swarocznoje Proizwodstwo 1993, nr 11 - 12, s. 18 -20.
- Archbold T. F., King W. H.: Diffusion of Gold into Copper. Trans. AIME, 1965, nr 233, s. 839 - 841.
- Ashby M.F., Jones D.R.H.: Materiały inżynierskie 1 Właściwości i zastosowanie. WNT, Warszawa 1997.
- Ashby M.F., Jones D.R.H.: Materiały inżynierskie 2 Kształtowanie struktury i właściwości, dobór materiałów. WNT, Warszawa 1999.
- Atamert S., King J.E.: Super duplex stainless steels. Heat affected zone microstructures. Materials Science and Technology. October 1992, nr 8, s. 896 – 911.
- Atamert S., King J.E.: Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. Acta Metall. Mater., 1990, nr 39, s. 273 - 283.
- Berezowskij B.M., Sudajew I.W., Sażin O.W.: Wlijanije dawlienija dugi szwa na formu powierchnosti i głubinu swarocznoj wanny. Swarocznoje Proizwodstwo 1992, nr 2, s.32 -35.
- 14. Binczyk F., Gierek A., Mendala J.: Badania krystalizacji stopu AK 11 metodą jednoczesnej rejestracji krzywej ATD i DTA. PAN, Katowice 1996.
- 15. Boo K.S., Cho H.S.: Determination of a temperature sensor location for monitoring weld pool sizes in GMAW. Welding Journal 1994, nr 11, s.265 271.

- 16. Brooks J.A., Thompson A.W., Williams J.C.: Weld. Res. Suppl., 1984, nr 63, s. 71 83.
- 17. Budnik W.P.: Wlijanije wida iniertnowo gaza na temperaturu wanny i razruszenije oksidnoj plenki pri swarkie aljuminija. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 12, s.23 25.
- 18. Butnicki S.: Spawalność i kruchośc stali. WNT, Warszawa 1975.
- 19. Campbel H.C.: Temperature Changes in Welding . Welding Journal 1994, nr 5, s. 73 74.
- Castro R., de Cadenet J.J.: Metalurgia spawania stali odpornych na korozję. WNT, Warszawa 1972.
- Colombier L., Hochman J.: Stale odporne na korozję i stale żaroodporne. Wyd. "Śląsk", Katowice 1964.
- 22. Combeau H., Drezet J.M., Mo A., Rappaz M.: Modeling of microsegregation in macrosegregation computations. Metall. Mater. Trans. A, 1996, nr 27A, s. 2314 2327.
- Cybulkin G.A.: Nowyj metod ocenki izmienienija geometriczeskich parametrow swariwajemowo sojedinienia w zadaczach technołogiczeskoj adaptacji. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 2, s. 27 – 29.
- 24. Cybulkin G.A.: Analiticzeskaja model ugłowowo sojedinienija formirujuszczegosja w processjie dugowoj swarki pławjaszczimsja elektrodom. Awtomaticzeskaja Swarka 1995, nr 5, s.31 34.
- De Long W.T.: Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal, nr 53 (7), 1974, s. 273 – 286.
- 26. Denisow W.N. i in.: Matematiczeskoje modelirowanije formirowanija szwa pri argonowoj swarkie stykowych sojedinienij tonkolistowowo wołoknistowowo kompozicjonnowo materiała sistiemy aluminij - bor. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 11, s. 14 – 17.
- Diltiej U., Pawlik W., Rajchel T.: Komputiernoje modelirowanije formirowanija mikrostruktury metałła pri swarkie pławlienijem. Awtomaticzeskaja Swarka 1997, nr 3, s.3 - 9.
- Dilthej U. i in.: Numerische Simulation des Metal-Aktivgasscheiβprozesses. Schweißen und Schneiden 1993, nr 3, s.148 - 153.
- Dobrzański L.A.: Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego. WNT, Warszawa 2002.
- 30. Flemings M.C.: Behavior of metal alloys in the semisolid state. Metall. Trans. A, 1991, nr 22A, s. 957 981.
- Finke M., Pries H., Wohlfahrt H.: Schweißbedingte Anlauffarben und ihr Einfluß auf die Korrosion hochlegierter CrNi – Stähle. DVS – Berichte, nr 204, s.60 – 65.

- 32. Final draft pren ISO 17655: Destructive test on welds in metallic materials method for taking samples for delta ferrite measurment (ISO/FDIS 17655:2001).
- 33. Gandin Ch-A., Rappaz M.A.: A coupled finite element celluar automation model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes. Acta Metall., 1994, nr 42, s. 22 – 33.
- Giang N.K., Lesiński K.J.: Verfahren zur Berechnung von Temperaturfeldern für Schweißnähte beliebiger Form. Schweißen und Schneiden 1990, nr 10, s.512 – 514.
- 35. Gottstein G., Shvindlerman L.S.: On the true dependence of grain boundary migration rate on driving forces. Scripta Metall. Mater., 1992, nr 27, s. 1521 1526.
- 36. Grigorienko W.W., Kiselew N.O., Czernyszow G.G.: Analiz matematiczeskoj modeli formirowanija szwa i rezultaty prakticzeskoj ocenki jejo pri swarkie na obrazcach. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 2, s.30 – 32.
- 37. Hoffmeister H., Mundt R.: Untersuchungen zum Einfluβ des Kohlenstoffs und des Stickstoffs auf die δ – γ – Umwandlung ferritisch-austenitischer Chrom-Nickel-Stähle. Arch. Eisenhüttenwes., 1981, nr 52, s. 159 – 164.
- 38. Hoffmeister H., Mundt R.: Untresuchungen zum Einfluβ der Schweißparameter und der Legierungszusammensetzung auf den Deltaferritgehalt des Schweißguts hochlegierter Chrom – Nickel – Stähle. Schweissen und Schneiden, 1978, nr 30, s. 214 – 218.
- Holmberg B., Thür J.: Fülldrahtschweißung Rost- und Säurebeständiger Stähle in der Praxis. Schweiß- & Prüftechnik, 1997, nr 11, s. 162 – 166.
- 40. Hongbin Y., Toshihiko E., Hiroyuki S.: Determination ot free energy of δ-ferrite/γaustenite interphase bonduary of low carbon steels by in-situ observation. ISIJ International 1998, nr 8, s. 794 – 801.
- Iszczenko A.J., i in.: Sriednaja temperatura metałła wanny pri dugowoj swarkie aliuminiewych spławow w inernych gazach. Awtomaticzeskaja Swarka 1994, nr 11, s. 15 - 18.
- Jonsson B.: Assestment of the mobilities of Cr, Fe and Ni in bcc Cr-Fe-Ni alloys. ISIJ Int., 1995, nr 35, s. 1415 – 1421.
- Jura St., Jura Z.: Teoria metody ATD w badaniach stopów Al. Krzepnięcie metali i stopów. T.28, PAN, Katowice 1996.
- Jura St.: Odlewnictwo i topienie stopów odlewniczych i ich diagnostyka. PAN, Gliwice 1993.

- 45. Karchin W.A.: Rascziet tiempieraturnych poliej pri ispolzowanii istocznikow tiepła s pieriodiczeski izmienjajuszcziejsja moszcznostju. Awtomaticzeskaja Swarka 1993, nr 6, s.3 – 7.
- 46. Klimpel A.: Spawanie, zgrzewanie i cięcie metali. WNT, Warszawa 1999.
- 47. Konorski B., Krysicki W.: Nomografia i graficzne metody obliczeniowe. Zastosowania w technice. WNT, Warszawa 1973.
- Kotecki D.J., Siewert T.A.: WRC 1992 constitution diagram of stainless steel weld metals: A modification of the WRC – 1988 diagram. Welding Journal, 1992, nr 71 (7), s. 171 – 178.
- Kotecki D.J.: Extention of the WRC Ferrite Number system. Welding Journal, 1982, nr 61 (11), s. 352 361.
- 50. Kotecki D.J.: Ferrite control in duplex stainless steel weld metal. Welding Journal, 1986, nr 10, s. 273 278.
- Kraft T., Roosz A., Rettenmayr M.: Undercooling effects in microsegregation modelling. Scripta Mater., 1996, nr 35, s. 77 – 82.
- Kubiszyn I., Słania J.: Modelowanie zjawisk fizycznych zachodzących w procesach spawalniczych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 2002, nr 4, s. 48 - 51.
- 53. Kupar R.J. i in.: Wlijanije mechanizma i usłowij masso- i tiepłopierenosa pri swarkie pławjaszczimsja elektrodom w zaszczitnych gazach na kaczestwo swarownowo sojedinienija. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 6, s.22 - 26.
- Kurz W., Giovanola B., Trivedi R.: Theory of microstructual development during rapid solidification. Ibid., 1986, nr 34, s. 823 – 830.
- Lakhnati H.: Großrohrleitung aus nichtrostendem Chrom Nickel Stahl. Der Praktiker, 1997, nr 9, s. 411 – 417.
- 56. Lee B.J., Kim H.D., Hong J.H.: Calculation of α/γ equilibria in SA508 Grade 3 steels for intercritical heat treatment. Metall. Mater. Trans. A, 1998, nr 29A, s. 1441 - 1447.
- 57. Lee B.J.: Prediction of the amount of retained  $\delta$  ferrute and microsegregation in an austenitic stainless steel. Z. Metallkd., 1999, nr 7.
- 58. Li W.B., Easterling K.E., Ashby M.F.: Laser transformation hardening of teel II. Hypereutectoid steels. Acta Metall., 1986, nr 34, s.1533 – 1543.
- 59. Łomozik M., Czwórnóg B., Warsz K., Zeman M., Słania J.: Badania warunków spawania i właściwości złączy spawanych z nierdzewnych stali o strukturze dwufazowej. Instytut Spawalnictwa (Ad – 123/St – 156), Gliwice 2000.

- Metals Handbook. Metallography and phase diagrams. American Society for Metals. Metals Park, Ohio 1993.
- Meyendorf N., Nitsche R., Walther P.: Die Temperatur von Schweiβbädern beim MIGund MAG - Schweißen. ZIS – Mitteilungen 1982, nr 11, s. 1222 – 1230.
- 62. Mrowec S.: Teoria dyfuzji w stanie stałym. PWN, Warszawa 1989.
- 63. Myśliwiec M.: Cieplno mechaniczne podstawy spawalnictwa. WNT, Warszawa, 1972.
- 64. Nelson D.E., Beaslack W.A, Lippold J.C.: Weld. Res. Suppl., 1986, nr 66, s. 241-250.
- 65. Oehmigen H.G., Uhlig W.: Gefüge und Eingeschaften geschweißter Mischverbindungen aus nidriglegierten Chrom – Molybdän – (Vanadium-) Stählen und austenitischen Chrom – Nickel – Stählen. Schweissen und Scheiden, 1997, nr 49, s. 672 – 676.
- 66. Paxton H. W., Kunitake T.: Diffusion in the Iron-Chromium System. Trans. AIME, 1960, nr 218, s. 1003 1009.
- 67. Perkins R. A., Carlson P. T.: The Volume Diffusion of Carbon in Fe-17 Wt Pct Cr-12 Wt Pct Ni. Met. Trans., 1973, nr 5, s. 1511 1513.
- 68. Pierożek B., Lassociński J.: Spawanie łukowe stali w osłonach gazowych. WNT, Warszawa 1987.
- Pietrowa Ł.A., Kuzniecow W.N. (red.): Diagrammy sostojanija metalliczeskich system. Rossijskaja Akademia Nauk, Moskwa 1999.
- 70. Pietrowski S.: Krystalizacja siluminów w aspekcie oceny metodą ATD. Przegląd Odlewnictwa 1994, nr 1.
- Pietrowski S.: Silumin nadeutektyczny z dodatkami Cr, Mo, W i Co. Krzepnięcie metali i stopów, t.38, PAN, Katowice 1998.
- 72. Pilarczyk J., Pilarczyk J.: Spawanie i napawanie elektryczne metali. Wyd. "Śląsk", Katowice 1996.
- PN 91/H 04010 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości węgla.
- PN 90/H 04012 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości manganu.
- 75. PN 74/H 04013 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości krzemu.
- 76. PN EN 24937:1994 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości chromu metodą miareczkowania potencjometrycznego lub wizualnego.
- PN EN 244938:1994 Analiza chemiczna surówki, żeliwa i stali. Oznaczanie zawartości niklu metodą wagową lub miareczkową.

- Podolski P.: ANALDTA program komputerowy do analizy krzywych stygnięcia. Pol. Śląska, Katowice 1997/98.
- Potechin W.P.: Model formirowanija profilja powierchnosti swarocznowo szwa pod wozdiejstwijem swarocznoj dugi. Swarocznoje Proizwodstwo 1992, nr 4, s.31 – 32.
- 80. Praca zbiorowa: Poradnik inżyniera. Matematyka. WNT, Warszawa 1971.
- 81. Przybyłowicz K.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. WNT, Warszawa 1999.
- Razmyszljaew A.D., Majewskij W.R.: Metodika rasczieta razmierow swarocznoj wanny pri dugowoj napławkie pod fljusom. Swarocznoje Proizwodstwo 1994, nr 7, s.20 – 23.
- 83. Schabereiter H.: Schweissen wichtiger Stahlgruppen und möglicher Mischverbindungen (cz. 1). Schweisstechnik 1994, nr 8, s. 114 – 123.
- Schabereiter H.: Schweissen wichtiger Stahlgruppen und möglicher Mischverbindungen (cz. 2). Schweisstechnik 1994, nr 9, s.136 – 143.
- Schaeffler A.L.: Constitution diagram for stainless steel weld metal. Metal Progress, nr 56 (11), 1949, s. 680 680B.
- Schmidt C.G., Young C.M., Walser B., Klundt R.H, Sherby O.L.: The influence of substructure on the elevated and room temperature strength of a 26 Cr - 1 Mo ferritic stainless steel. Metall. Trans., 1982, nr 13A, s. 447 – 456.
- 87. Seferian D.: Metallurgie de la Soudure. Paris 1959, Dunod.
- Słania J.: Spawanie stali kwasoodpornych drutami proszkowymi w osłonach mieszanek gazowych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 1997, nr 5, s. 57 – 61.
- 89. Słania J.: Wpływ gazu osłonowego na zawartość ferrytu delta w stopiwie austenitycznych drutów proszkowych. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 1997, nr 6, s. 31 35.
- 90. Słania J.: Wpływ gazu osłonowego na zawartość ferrytu delta w stopiwie austenitycznych drutów proszkowych. IX Międzynarodowa Konferencja "Spawanie w Energetyce", Opole Brzezie, 1997, s. 84 97.
- Słania J., Szczok E., Dziuba S.: Studium i badania wybranych procesów spawania stali i tworzyw termoplastycznych. Instytut Spawalnictwa (Ac – 118/St – 89), Gliwice1996.
- 92. Słania J., Banasik M., Dworak J.: Badanie procesów spawania wysokostopowych stali nierdzewnych w osłonach gazowych i wiązkami skoncentrowanej energii. Instytut Spawalnictwa (St – 106), Gliwice1997.
- 93. Słania J., Banasik M., Dworak J.: Badanie zawartości ferrytu w stalach kwasoodpornych przy spawaniu drutami proszkowymi w osłonach mieszanek gazowych. Instytut Spawalnictwa (Ac – 121/St – 125), Gliwice 1999.

- 94. Słania J.: Gas shielded welding of acid resistant steels with powder filled electrodes.
  Welding International, 1998, nr 8, s. 593 598.
- 95. Słania J.: Effects of shielding gases on the content of delta ferrite in weld metals deposited with austenitic wires. Welding International, 1998, nr 9, s. 677 681.
- 96. Słania J, Meka K.: Welding of austenitic, acid resistant steels with flux cored wires in shields of gas mixtures. Welding International, 1998, nr 8, s.604 - 610.
- 97. Słania J.: Badania wpływu potencjału jonizacji mieszanki gazowej, energii liniowej spawania oraz warunków odprowadzenia ciepła na zawartość ferrytu w spoinie. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa 2002, nr 1, s. 44 - 48.
- Stefanescu D.M.: Methodologies for modeling of solidification microstructure and their capabilities. ISIJ Int., 1995, nr 35, s. 637 - 650.
- Steinhaus H.: Elementy nowoczesnej matematyki dla inżynierów. PWN, Warszawa Wrocław 1971.
- 100. Sudnik W.A., Iwanow A.W.: Matematiczeskaja model istocznika tiepłoty pri dugowoj swarkie pławjaszczimsja elektrodom w smiesi zaszczitnych gazow. Czast 1. Normalnyj process. Swarocznoje Proizwodstwo 1998, nr 9, s. 3 – 9.
- Sudnik W.A., Radaj D., Jerofiejew W.A.: Kompjuternoje modelirowanije łazierno łuczewoj swarki: model i werifikacija. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 1, s.28 – 33.
- 102. Sudnik W.A., Jerofiejew W.A., Iwanow A.W.: Sozdanije i wniedrienije kompjutiernych technologij prognozirowanija formirowanija szwa pri dugowoj swarkie. Swarocznoje Proizwodstwo 1997, nr 11, s.40 – 45.
- Suutala N., Takalo T.: The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Metall. Trans. A , 1979, nr 10A, s. 512 - 514.
- Szynajew A. J.: Diffuzionnyje procesy w spławach chrom żeliezo. Fiz. Miet. i Miettałłowied., 1965, nr 20, s. 875 - 880.
- 105. Tasak E.: Spawalność stali. Fotobit, Kraków 2002.
- 106. Terasaki T., Gooch T.G.: Prediction of Cooling Time for Ferrite Austenite Transformation in Duplex Stainless Steel. ISLI International 1995, nr 10, s. 1272 – 1276.
- Terasaki T., Hall G.T., Harrison P.L.: Predictive Equation for Cooling Time t<sub>8/5</sub> of CTS Welds. Trans.Jpn.Weld Soc., 1990, nr 21, s. 51 - 57.
- Turnbull D.: Metastable structures in metallurgy. Metall. Trans., 1981, nr 12A, s. 695 -708.

- 109. Węgrzyn J.: Delta ferrite in stainless steel weld metals. Dok. MIS II C 889 91.
- Zeman M., Słania J., Kubica M.: Studium w zakresie zastosowania nowoczesnych stali o dużej odporności na pełzanie do pracy w podwyższonych temperaturach. Instytut Spawalnictwa (DA - 88/St – 140), Gliwice1999.

# SZYBKOŚĆ STYGNIĘCIA A OBJĘTOŚĆ WZGLĘDNA FERRYTU WYSOKOCHROMOWEGO W SPOINACH STALI AUSTENITYCZNYCH CHROMOWO-NIKLOWYCH ODPORNYCH NA KOROZJĘ

#### Streszczenie

Praca w sposób syntetyczny obejmuje badania wpływu szybkości stygnięcia spoiny stali chromowo - niklowej odpornej na korozję na objętość względną ferrytu wysokochromowego.

Do badań własnych wybrano drut lity i proszkowy typu 23/12. Badania przeprowadzono w rzeczywistych warunkach spawania. Za pomocą termoelementu W-Re dokonano rejestracji cykli cieplnych spawania dla różnej wartości energii liniowej spawania i różnych warunków odprowadzenia ciepła związanych z grubością łączonych blach. Za pomocą ferrytomierza przeprowadzono pomiar objętości względnej ferrytu w spoinach.

Przeprowadzone badania ujawniły wpływ dwóch przemian fazowych zachodzących w stanie stałym na objętość względną ferrytu wysokochromowego w temperaturze pokojowej w spoinach wykonanych drutami typu 23/12. Wykazano, że pierwsza przemiana ( $\delta \rightarrow \gamma$ ) zachodzi w zakresie temperatury od 1450 do 1000°C, natomiast druga ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) w zakresie temperatury 650-350°C. Na podstawie uzyskanych wyników badań opracowano technologiczne kryterium charakteryzujące szybkość stygnięcia spoiny. Kryterium tym jest czas stygnięcia t = 1,1 t<sub>650-350</sub>.

Wyniki uzyskane w rzeczywistych warunkach spawania potwierdzono stosując analizę termiczną i derywacyjną dla odlewów wykonanych z metalu spoiny, stygnących w warunkch odpowiadających rzeczywistym warunkom stygnięcia w procesie spawania. Uzyskane wyniki wskazują na znaczny wpływ drugiej przemiany zachodzącej w niższym przedziale temperaturowym na objętość względną ferrytu w temperaturze pokojowej.

Weryfikację wyników pomiarów objętości względnej ferrytu wykonanych przy zastosowaniu ferrytomierza przeprowadzono za pomocą badań metalograficznych.

Metodą spektrometru dyspersji energii wyznaczono skład chemiczny w próbkach spoin wykonanych w różnych warunkach stygnięcia.

Na podstawie uzyskanych wyników badań opracowano równanie Johnsona – Mehla – Avramiego dla objętości względnej ferrytu, wyzanczono energię aktywacji dyfuzji, współczynniki dyfuzji oraz szybkość przemieszczania się granicy faz. Przy wykorzystaniu równania Johnsona – Mehla – Avramiego oraz wyników badań metodą spektrometru dyspersji energii dokonano weryfikacji czasu stygnięcia spoiny t = 1,1 t<sub>650</sub> <sub>-350</sub> wyznaczonego doświadczalnie.

Badania przeprowadzone z wykorzystaniem symulatora cykli cieplno – odkształceniowych potwierdziły wyniki uzyskane w rzeczywistych warunkach spawania.

Opracowano nomogramy, uwzględniające wpływ składu chemicznego, szybkość stygnięcia reprezentowaną przez czas  $t = 1,1 t_{650 - 350}$ , energię liniową spawania oraz kolejność układania warstw spoiny na objętość względną ferrytu, pozwalające na uściślenie wyników uzyskanych na podstawie wykresu Schaefflera.

# COOLING RATE AND HIGH – CHROMIUM FERRITE RELATIVE VOLUME IN WELDS OF AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STAINLESS STEELS

#### Summary

The dissertation includes research into an effect of a cooling rate of a weld in chromium-nickel stainless steel on a high chromium ferrite content.

Solid wire and tubular cored electrode of 23/12 type were selected for the author's research. The research was conducted in true welding conditions. With the use of W-Re thermoelement, thermal cycles were recorded for various values of welding energy input and various conditions of heat abstraction in relation to a welded sheet gauge. The measurement of a relative volume of ferrite in welds was conducted with the use of a ferrite meter.

The research has shown the effect of two phase transformation proceeding in solid state on a high-chromium ferrite volume fraction in welds made with 23/12 wires in the room temperature. It has been proved that the first phase transformation  $(\delta \rightarrow \gamma)$  proceeds in temperature range of 1450 to 1000°C, whereas the second transformation  $(\gamma \rightarrow \alpha)$  occurs in temperature range of 650 to 350°C.

On the basis of the research results, a technological criterion characterising weld cooling rate has been developed. The criterion is the cooling time  $t = 1.1 t_{650-350}$ .

The results received in true welding conditions have been confirmed with the use of thermal and derivational analysis of castings made of weld metal cooled in the conditions equivalent to true cooling conditions in a welding process. The results received indicate a substantial influence of the second phase transition proceeding in the lower temperature range on the final ferrite content.

The verification of the results of ferrite relative volume measurements made with use of ferrite meter was conducted by means of structural metallography testing and an X-ray structural analysis.

The chemical composition of weld samples made with various cooling conditions were determined by means of the energy dispersive spectrometry method.

On the basis of the research results, a Johnson - Mehl – Avrami equation for the relative volume of ferrite was developed. Additionally, a diffusion activation energy, a diffusion coefficient and a phase boundary displacement were determined.

With the use of Johnson - Mehl – Avrami equation and the research results received from the energy dispersive spectrometry method, the verification of determined empirically cooling time  $t = 1.1 t_{650-350}$  was conducted.

The research conducted with the use of a thermal cycle simulator confirmed the results received in true welding conditions.

The nomograms which take into account the influence of chemical composition, cooling rate presented as time  $t = 1.1 t_{650-350}$ , welding energy input and weld run sequence on volume fraction of ferrite were developed. The nomograms specify precisely the results determined on the basis of Schaeffler diagram.
## WYDAWNICTWO POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ ul. Akademicka 5, 44-100 Gliwice; tel. (0-32) 237-13-81 http://wydawnictwo.polsl.pl

Sprzedaż i Marketing

tel. (0-32) 237-18-48 wydawnictwo\_mark@polsl.pl

Nakł.	100+50	Ark.	wyd.	10	Ark.	druk.	8,75	Papier	offset.	70x100,80g
Oddano do druku 20.01.2005 r.				Podpisano do druku 20.01.2005 r.			Druk ukończ. w styczniu 2005 r.			

Wydrukowano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach, ul. Kujawska 1 zam. 36/05

# Książki Wydawnictwa można nabyć w księgarniach

## GLIWICE

- Punkt Sprzedaży ul. Akademicka 2 (237-17-87)
- "FORMAT" Akademicka 5 (architektura i budownictwo)
- "LAMBDA" ul. Akademicka 2 (237-21-40)
- Punkt Sprzedaży ul. Akademicka 16 (automatyka, elektronika, informatyka)
- ♦ "ŻAK" ul. Kaszubska

## RYBNIK

- "ORBITA" ul. Rynek 12
- "NEMEZIS" ul. Hallera 26

## ŁÓDŹ

- "POLITECHNIKA 100" ul. Żeromskiego 116 PŁ.
- Hurtownia "BIBLIOFIL" ul. Jędrowizna 9a (042) 679-26-77

#### KATOWICE

- Punkt Sprzedaży ul. Krasińskiego 8
- Hurtownia "DIK" ul. Dulęby 7 (032) 204-82-30
- ♦ Hurtownia "JERZY" ul. Słoneczna 24 (258-99-58)

## түснү

• "1 Ja Tours" - ul. Piłsudskiego 10 (217-00-91 w.130)

## ZABRZE

• Punkt Sprzedaży – ul. Roosevelta 26

## KRAKÓW

- Techniczna ul. Podwale 4 (012) 422-48-09
- Punkt Sprzedaży WND AGH, Al. Mickiewicza 30

## GDAŃSK

• EKO-BIS – ul. Dyrekcyjna 6 (058) 305-28-53

## WARSZAWA

- Studencka Pl. Politechniki 1 (022) 628-77-58
- Techniczna ul. Kaliskiego 15 (022) 666-98-02
- Techniczna ul. Świętokrzyska 14
- ♦ MDM ul. Piękna 31

#### BIAŁYSTOK

Dom Książki (Księgarnia 84) – ul. Wiejska 45 c

## POZNAŃ

- Księgarnia "POLITECHNIK" ul. Piotrowo 3 (061) 665-23-24
- Księgarnia Techniczna ul. Półwiejska 28 (061) 659-00-38

## NOWY SĄCZ

Księgarnia "ATOM" – ul. Hoffmanowej 3 (018) 446-08-72

