

Jakub KOWALCZYK, Roman KOZIK, Roman WUSATOWSKI  
KATEDRA BUDOWY MASZYN POLITECHNIKA ŚLĄSKA, GLIWICE

### KSZTAŁTOWANIE WYROBÓW STALOWYCH NA PÓLGORĄCO ( NA CIEPŁO )

Streszczenie. Do badań wybrano trzy gatunki stali ferrytyczno-perlitycznych o podobnej zawartości węgla oraz dodatkiem stopowym chromu lub chromu-molibdenu. Stale poddano różnej obróbce cieplnej, przeprowadzono próby rozciągania i skręcania w zakresie temperatur 20-600/800°C przy różnych prędkościach odkształcenia. Badano wpływ odkształcenia na wartość naprężenia uplastyczniającego w przyjętym zakresie temperatur. W zakresie małych odkształceń w badanych stalach odkształceniowi towarzyszą indukowane odkształceniami zmiany strukturalne. Przy dostatecznie wysokich odkształceniach wartość naprężenia uplastyczniającego nie zależy od wartości odkształcenia i jest kontrolowana temperaturą i prędkością odkształcenia. Zaobserwowano również zjawisko zmiękczenia odkształceniowego.

Stwierdzono, że w przypadku stosowania obróbki plastycznej na półgorąco stosowanie wstępnej obróbki cieplnej jest zbędne. Graniczna odkształcalność okazuje się niezależna od współczynnika sztywności naprężeń a jest kontrolowana przez temperaturę i wstępną obróbkę cieplną.

### WARM WORKING OF STEEL PRODUCTS

Summary. Three ferritic-pearlitic steel grades with similar carbon content alloyed with chromium or chromium-molybdenum were selected. Various heat treatments applied, tension and torsion testing executed in the temperature range 20 - 600/800°C at various strain rates.

Strain-hardening curve was investigated. At lower strains, strain induced structural changes are postulated. At sufficiently high strains the flow stress turns to be independent of strain value and is controlled by forming temperature and strain rate. Strain softening effects might be observed too. The influence of the prior heat treatment disappears. The limit strain turns to be independent of acting stress stiffness factor, being controlled temperature and prior heat treatment.

### HALBWARMUNFORMEN DER STALHPRODUKTE

Zusammenfassung. Zur Untersuchung wurden drei ferritisch - perlitische Stahlsorten mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt und den Legierungselement Chrom und Molybdän gewählt. Die Stähle wurden Zug - und Torsionsversuche im Bereich von 20 - 600/800°C bei verschiedenen Umformgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Einwirkung der Umformung auf den Wert der Formänderungsfestigkeit im angenommenen Temperaturbereich wurde geprüft. Im Bereich von kleinen Umformungen wird die Umformung von verformungsinduzierten Gefügewandlungen begleitet. Bei genügend grossen Verformungen hängt der Wert der Formänderungsfestigkeit nicht von dem Verformungswert ab und wird von der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit kontrolliert. Es wurde auch ein Verformungsenthärtungseffekt beobachtet.

Es wurde Ermittelt, dass bei Anwendung der Halbwarmumformung die Wärmeverbehandlung unnötig ist. Das kritische Verformungsvermögen ist unabhängig vom Spannungssteifigkeitskoeffizienten und wird von der Temperatur und der Wärmeverbehandlung kontrolliert.

## 1. WSTĘP

Przydatność dostarczonego wyrobu stalowego do spełnienia określonych zadań w konstrukcji czy urządzeniu (określana ogólnym pojęciem jakości) i jego cena są podstawowymi czynnikami gry rynkowej. Na skutek warunków gry rynkowej produkcji wyrobów hutniczych eliminują zbyteczne zabiegi technologiczne skracając drogę wytwarzania (dla obniżenia kosztów produkcji). Pojawiły się technologie odlewania cienkich przekrojów, zarówno dla blach, jak i kształtowników. W produkcji prętów określono optymalne stopnie odkształcenia, pierwotnie opracowany proces kontrolowania struktury przy walcowaniu blach i walcówki rozszerzono na walcowanie prętów. Ostatnio uruchomione walcownie eliminują potrzebę stosowania normalizowania, wyżarzania zmiękczającego czy przesywania wyrobów. Systemy precyzyjnego walcowania umożliwiają dostawę prętów i walcówki stopniowanych co 0,5 mm z odchyłkami 0,05-0,1 (zależnie od wymiarów), z odpowiednio gładką powierzchnią i o wymaganej strukturze. Sposobami kształtowania na gorąco można więc w chwili obecnej uzyskiwać wyroby, dla których do dalszego bezpośredniego ich przetwarzania niepotrzebne są dodatkowe zabiegi technologiczne. W produkcji elementów maszyn często potrzebne są wyroby czy półwyroby o większej dokładności i złożonym kształcie. Dla konkurencyjnego produkowania tych wyrobów pojawiły się specjalne procesy walcowania i kucia na gorąco (walcarka jednoprzepustowa, różne typy walcarek okresowych, kowarki) czy też zintegrowane procesy walcowania i ciągnięcia. Coraz szersze zastosowanie w tego typu produkcji znajduje zastosowanie obróbka plastyczna na półgorąco (zazwyczaj w przedziale temperatur 0.4-0.6 T (K) topnienia danego metalu). Przy kształtowaniu plastycznym na półgorąco (ciepło) i małych odkształceniach w danej strukturze wyjściowej mogą zachodzić zmiany strukturalne związane z generowaniem i ruchem dyslokacji. Zjawiska te są znane i opisywane jako górna i dolna granica plastyczności, efekt Bauschingera, procesy relaksacyjne (tarcie wewnętrzne) a nawet przemiany typu  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  (przy narastającym odkształceniu). Narastającemu odkształceni w zależności od jego wartości, prędkości odkształcenia i temperatury, towarzyszą procesy usuwające skutki odkształcenia. W interesującym przedziale temperatur, jedynym procesem usuwającym skutki odkształcenia w metalu może być szeroko pojęte zdrowienie (anihilacja, porządkowanie dyslokacji i wad sieciowych). Można przyjąć założenie, że przy odpowiednio dużych odkształceniach (praktycznie interesujących przemysł) struktura wyjściowa wsadu czy wartość odkształcenia nie będą miały wpływu na wartość aktualnego naprężenia uplastyczniającego. Naprężenie to będzie zależne od prędkości odkształcenia i temperatury. W przypadku potwierdzenia tej tezy można będzie wyeliminować wszelkie wstępne obróbki cieplne i kształtować wyrób gotowy wprost z pręta w stanie po odkształceniu na gorąco.

Nagrzewaniu wsadu do temperatur przeróbki plastycznej na ciepło nie towarzyszy intensywne utlenianie powierzchni. Dzięki temu można kształtować wyrób bardzo dokładny, pod warunkiem, że nie wyczerpie się granicznej odkształcalności przetwarzanego metalu. Twierdzi się, że wartości granicznej odkształcalności jest sterowana strukturą wyjściową wsadu oraz panującymi dla danych warunków odkształcenia stanem naprężeń (wskaźniki sztywności stanu naprężeń). Każdemu procesowi kształtowania plastycznego towarzyszy niejednorodność odkształcenia wynikająca z krystalicznej struktury metalu i cech polikryształu. Niejednorodność ta wzmocniana jest cechami geometrycznymi kotliny odkształcenia. W przypadku, gdy jedynym sposobem

usuwania skutków odkształcenia w metalu jest zdrowienie, wówczas wzrostowi odkształcenia towarzyszyć będzie wzrost niejednorodności odkształcenia. Efektem tego winno być niezależnienie granicznej odkształcalności od wartości wskaźnika stanu naprężenia. Graniczna odkształcalność w wyniku niejednorodności (strukturalnej) odkształcenia zależna będzie wyłącznie od stanu struktury wyjściowej i temperatury. W praktyce oznaczałoby to konieczność zastosowania wstępnej obróbki cieplnej tylko dla przypadków, gdzie zachodziłaby ostra zmiana kształtu wyrobu. Dla wszystkich innych przypadków wystarczyłoby dobranie odpowiedniej temperatury i prędkości odkształcenia. Zastosowane w praktyce zmiany kształtowania na gorąco, dostawa wyrobów hutniczych o dużej dokładności i z odpowiednio przygotowaną strukturą w powiązaniu z obróbką plastyczną półgorąco stwarzają dalszą możliwość zmniejszenia kosztów produkcji gotowych elementów maszyn i urządzeń. Interesującym więc będzie zbadanie, czy postulowane eliminowanie dodatkowych zabiegów technologicznych może być praktycznie wykorzystywane.

## 2. DOBÓR GATUNKÓW STALI I WSTĘPNA OBRÓBKA CIEPLNA

Do prób wybrano trzy gatunki stali o zbliżonej zawartości węgla z różnymi dodatkami stopowymi i w różnych stanach obróbki cieplnej zestawionych w tablicy 1 i 2.

Tablica 1

Skład chemiczny badanych stali

| Gat. stali | skład chemiczny, % |      |      |      |      |      |    |       |       |       |                 |                 |
|------------|--------------------|------|------|------|------|------|----|-------|-------|-------|-----------------|-----------------|
|            | C                  | Mn   | Si   | Cr   | Mo   | Ni   | Cu | P     | S     | N     | Al <sub>c</sub> | Al <sub>r</sub> |
| 30YA       | 0.28               | 0.48 | 0.16 | 0.05 | -    | 0.08 | -  | 0.012 | 0.017 | 0.006 | 0.078           | 0.051           |
| 40HA       | 0.39               | 0.59 | 0.27 | 0.95 | -    | 0.13 | -  | 0.018 | 0.023 | 0.013 | 0.032           | 0.030           |
| 30HM*      | 0.32               | 0.61 | 0.25 | 0.97 | 0.18 | -    | -  | 0.024 | 0.016 | -     | -               | 0.022           |
| 30HM       | 0.36               | 0.60 | 0.27 | 0.95 | 0.21 | -    | -  | 0.025 | 0.022 | -     | -               | 0.032           |

Tablica 2

Stan obróbki cieplnej badanych próbek stali

| Gat. stali | Rodzaj obróbki cieplnej  |
|------------|--|
| 1. 30YA    | Wyżarzanie przy 720°C przez 10 godzin  |
| 2. 30YA    | Wyżarzanie jak poprzednio, normalizowanie przy 960°C przez 45 min, chłodzenie na powietrzu   |
| 3. 40HA    | Wyżarzanie przy 720 °C przez 10 godzin   |
| 4. 40HA    | Wyżarzanie jak poprzednio, normalizowanie przy 960°C przez 45 min, chłodzenie na powietrzu   |
| 5. 30HM*   | Wyżarzanie przy 720 °C przez 10 godzin, ciągnięcie kalibrujące gniotem ok. 20 %  |
| 6. 30HM    | Wyżarzanie przy 720 °C przez 10 godzin, ciągnięcie gniotem ok. 20 %, normalizowanie przy 960 °C przez 45 min., chłodzenie na powietrzu |

Na próbkach stali 30YA i 40HA określono wielkość siarczkowych i tlenkowych wtrąceń niemetalicznych. Ponad 90% wtrąceń w obydwu stalach było o wielkościach poniżej 8 mm; wtrącenia o wielkości rzędu 12 mm były bardzo nieliczne. W strukturze obydwu stali niezależnie od warunków obróbki cieplnej było około 30% perlitu. Wielkość ziarna wahała się w granicach 11,2-11,3 mm.

### 3. BADANIA ZMIAN WŁASNOŚCI MECHANICZNYCH I PLASTYCZNYCH

Badanie wpływu temperatury odkształcenia (częściowo prędkości odkształcenia) przeprowadzono próbą rozciągania oraz skręcania. W próbie rozciągania dokonanej na próbkach A5 (średnicy 6.0 mm) w oparciu o pomiary zerwanej szyjki i wzoru Dawidenkow-Spirydonowej możliwe było określenie rzeczywistego wskaźnika stanu naprężeń. W próbie skręcania przyjęto, że mierzony wskaźnik stanu naprężeń wynosił zero. Ograniczając znacznie obszar odkształceń próba zerwania pozwala na śledzenie zmian niejednorodności odkształceń, a posiadane wyposażenie techniczne (maszyna Instron 1195) na określenie wpływu prędkości odkształcenia. Realizując tak przyjęte założenia prób przeprowadzono badania i pomiary ujęte w tablicy 3.

Tablica 3

Rodzaje badań i mierzone parametry

| Lp | Gatunek stali | Rodzaj próby                                | Parametry próby                                     |  | Określone wielkości  |
|----|---------------|---|---|--|--|
|    |               |   | temperatura [°C]                                    | prędkość odkształcenia [s <sup>-1</sup> ]        |  |
| 1  | 30YA          | próba rozciągania                           | 20, 200,<br>300, 400,<br>600                        | 2 mm/min<br>co odpowiada<br>0.001s <sup>-1</sup> | R <sub>0,2</sub>   |
|    | 40HA          | próbki<br>d=6 mm, A <sub>5</sub>            |   | 200 mm/min<br>co odpowiada<br>0.1s <sup>-1</sup> | A <sub>4</sub><br>A <sub>5</sub><br>Λ                                  |
| 2  | 30HM<br>30HM* | próba skręcania<br>próbki<br>d×l<br>6×10 mm | 20, 100, 200,<br>300, 400,<br>500, 600,<br>700, 800 | 1.28s <sup>-1</sup>                              | M, θ<br>σ, σ <sub>pmax</sub><br>ε, ε <sub>max</sub><br>ε <sub>gr</sub> |

### 4. WYNIKI POMIARÓW

Zmiany własności plastycznych i granicznej odkształcalności z temperaturą stali 30YA i 40HA zestawiono na rys.1-4 a na rys. 5 współzależność granicy odkształcalności i wskaźnika sztywności stanu naprężeń. Wpływ temperatury odkształcenia na zmianę granicznej odkształcalności stali 30HM przedstawia rys. 6. Za pomocą próby skręcania określono krzywe umocnienia (krzywe płynięcia) stali 30HM (rys.7 i 8). W próbie rozciągania w wyniku postępującej utraty stateczności próbki nie udało się wyznaczyć przebiegu krzywej umocnienia. Stąd też dla badanych w próbie rozciągania stali 30YA i 40HA wybrano stany naprężeń, dla

których określano wpływ temperatury (i prędkości odkształcenia) na wybrane wielkości w szczególności na umowną granicę plastyczności ( $R_{0,2}$ ), naprężenie uplastyczniające, odpowiadające odkształceniu 0,1 oraz naprężenie uplastyczniające, odpowiadające równomiernemu wydłużeniu (odkształceniu zmiennemu z temperaturą). Wyniki tych pomiarów zestawiono na rys. 9-12. Dane krzywej umocnienia stali 30 HM umożliwiły sporządzenie zależności zmian naprężenia uplastyczniającego względem temperatur przy stałych wartościach odkształceń, co zestawiono na rysunkach 13 i 14.

W praktyce kształtowania plastycznego interesującym jest znajomość intensywności umocnienia. Wartość tę w przedstawianych badaniach określono względem średniego odkształcenia na podstawie zależności:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon}^{\varepsilon_{sr}} = \frac{\sigma_{n+1} - \sigma_n}{\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_n},$$

gdzie:

$$\varepsilon_{sr} = \frac{\varepsilon_n + \varepsilon_{n+1}}{2}$$

Próbki ze stali 30A i 40HA badane w próbie rozciągania umożliwiły określenie intensywności umocnienia tylko dla jednego  $\varepsilon_{sr}$ , co przedstawiono na rys. 15 i 16. W przeciwieństwie do próby rozciągania próba skręcania zezwala na wyznaczenie intensywności umocnienia dla różnych średnich odkształceń, co zestawiono na rys. 17 i 18.

Przebieg umocnienia (rys.7 i 8) oraz intensywności przyrostu naprężeń (rys. 17 i 18) pozwalają przypuszczać, że dla określonych odkształceń (dużych) i warunków występuje aktywowane cieplne zmiękczenie odkształceniowe. Naprężenie uplastyczniające osiąga pewne maksimum przy określonym odkształceniu, a przy dalszym narastaniu odkształcenia naprężenie pozostaje co najmniej niezmienne (względnie zmniejsza się). Obserwacje te upoważniły do sporządzenia wykresów zmian największej wartości naprężenia uplastyczniającego w funkcji temperatury odkształcenia, co przedstawiono na rys. 19 i 20.

## 5. Dyskusja wyników badań

Podwyższenie temperatury niemal liniowo zmniejsza obszar równomiernego wydłużenia w próbie rozciągania (rys.1 i 2). Następuje koncentracja odkształceń w małej objętości próbki, co przy wzrastającym odkształceniu granicznym (wydłużeniu całkowitym) powoduje zmniejszenie promienia szyjki w chwili zerwania. W zakresie temperatur, w którym zmiany równomiernego odkształcenia stali 30YA i 40HA są niemal liniowe i praktycznie niezależne od stanu obróbki cieplnej, graniczna odkształcalność w ujęciu Kołmogorowa [1] nie ulega zmianie. Gwałtowny wzrost granicznej odkształcalności przy wyższych temperaturach (rys.3 i 4) praktycznie niezależny od stanu obróbki cieplnej, realizowany jest w sposób niejednorodny.

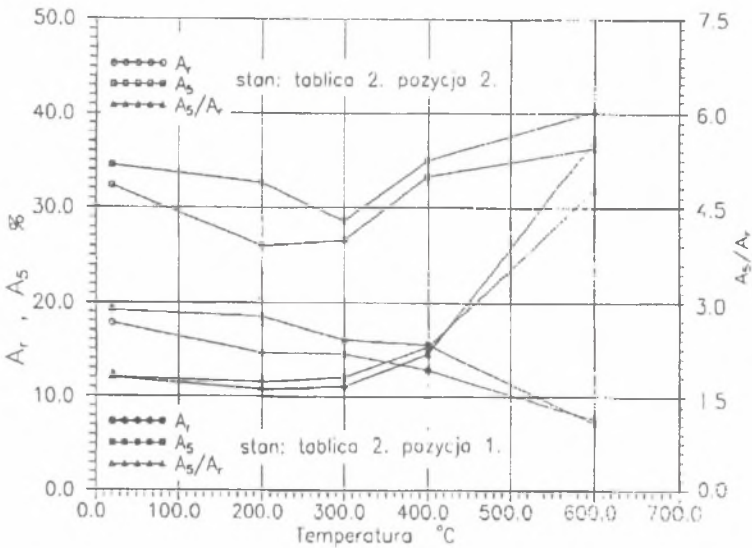
Pozorna rozbieżność wyników wzrostu granicznej odkształcalności (wyrażonej wg Kołmogorowa) i bezpośredniego pomiaru wydłużenia całkowitego i zwiększającej się ostrości karbu w chwili zerwania próbki ( $d/R - R$  - promień zaokrąglenia szyjki;  $d$  - średnica szyjki) może być tłumaczona zjawiskiem wędrującej i uporczywej lokalizacji odkształceń. Zjawisko to prezentowane w literaturze w pracach A.Korbla [2] czy obserwacjach własnych [3] stwierdza pojawienie posuwającego się frontu zlokalizowanych odkształceń, który w krytycznych warunkach staje się stacjonarnym (uporczywym) i prowadzi do zniszczenia próbki.

W próbie skręcania próbek zastosowanych w badaniach stali 30HM nie udało się stwierdzić lokalizacji odkształceń. Wyniki oceny granicznej odkształcalności (rys. 6) potwierdzają tylko wpływ stanu obróbki cieplnej i gwałtowne korzystne zmiany (wzrost granicznej odkształcalności) przy odkształceniu w temperaturach powyżej 400°C. Przy zastosowanych warunkach wyżarzania badanych stali (720°C - 10 godzin) w każdym przypadku osiągnano częściową koagulację perlitu (udział perlitu w stalach 30YA i 40HA był podobny; w stali 30HM - nie oznaczono); można się spodziewać pełnej stabilizacji azotków (glinu) czy składników stopowych w ferrycie. Przy normalizowaniu z 960°C (pełnej austenitizacji [4]) i ochłodzeniu na powietrzu, zmianie uległa przede wszystkim postać perlitu oraz stopień przesylenia ferrytu. W miarę nasycania ferrytu składnikami stopowymi maleje graniczna odkształcalność; 30YA > 40HA > 30HM. W przypadku stali 30HM największa wartość naprężenia uplastyczniające w zakresie do 400°C odpowiadało odkształceniu granicznemu (rys. 19 i 20). W wyniku usunięcia umocnienia zgmiotowego na próbkach normalizowanych bezwzględna wartość odkształcenia granicznego była zawsze większa.

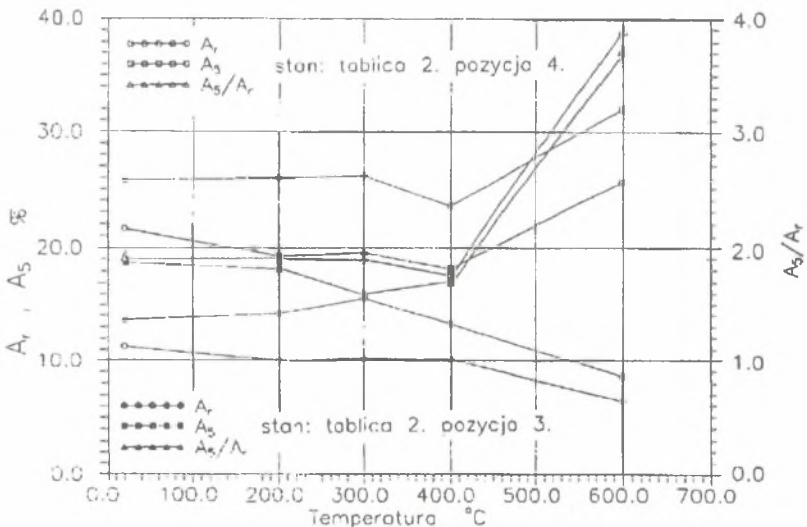
W badaniach za pomocą próby rozciągania (stale 30YA i 40HA) nie udało się wyznaczyć krzywych umocnienia. W to miejsce określono wartości naprężenia uplastyczniającego dla różnych stałych odkształceń przy zmiennej temperaturze (rys. 9-12). Wartości tych naprężeń były zależne od temperatury, i odpowiadały odkształceniom znacznie odbiegającym od granicznego. Dotyczyło to zarówno próbek badanych po wyżarzaniu, jak i normalizowanych.

Zmiana z temperaturą naprężenia uplastyczniającego (stal 30HM), rys. 13 i 14) ma podobny przebieg jak w próbie rozciągania. Przy pewnych odpowiednio dużych odkształceniach naprężenie uplastyczniające zależy od temperatury staje się praktycznie niezależne od wielkości odkształcenia. Wpływ wartości odkształcenia w danej temperaturze na naprężenie uplastyczniające ujawnia się pomiędzy granicą plastyczności a pewnym odkształceniem "nasylenia". W tym obszarze odkształceń poza aktywowanymi cieplnie procesami zdrowienia zachodzą inne zmiany strukturalne, związane ze stanem roztworu stałego (ferrytu) i samym odkształceniem. Porównanie intensywności umocnienia stali 30YA i 40HA przy stałym odkształceniu (rys. 15 i 16) potwierdza tę tezę. W stali 30YA w stanie wyżarzonym w zasadzie można spodziewać się zmian tarcia wewnętrznego i odkształceniowego starzenia. W stanie normalizowanym mogą występować również zmiany związane ze starzeniem azotkowym. Obraz zmian w stali 40HA jest podobny (intensywniejsze umocnienie próbek normalizowanych).

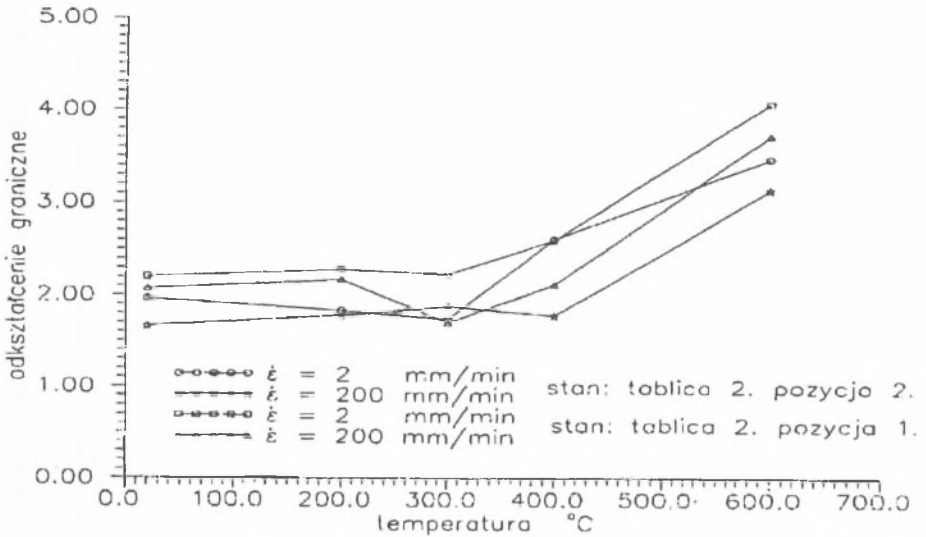
Odmienne schemat odkształceń w próbie skręcania (stal 30HM) utrudnia bezpośrednie porównanie intensywności umocnienia w próbie rozciągania (stale 30YA i 40HA). Również i tutaj w obszarze małych odkształceń (liczonych względem promienia próbki) występuje zmiana z temperaturą intensywność umocnienia. Przy odpowiednio dużych odkształceniach (bezpiecznych, bo dużo niższych od granicznego) następuje stabilizacja intensywności umocnienia a nawet zmęczenie odkształceniowe.



Rys. 1. Zależność wydłużenia równomiernego ( $A_r$ ), całkowitego ( $A_5$ ) oraz stosunku ( $A_5/A_r$ ) od temperatury dla stali w gatunku 30YA przy stałej prędkości rozciągania 2 mm/min  
 Fig. 1. Uniform ( $A_r$ ), final ( $A_5$ ) and ( $A_5/A_r$ ) ratio versus temperature for 30YA steel grade (sample: tab.2 pos.1, sample: tab.2 pos.2)

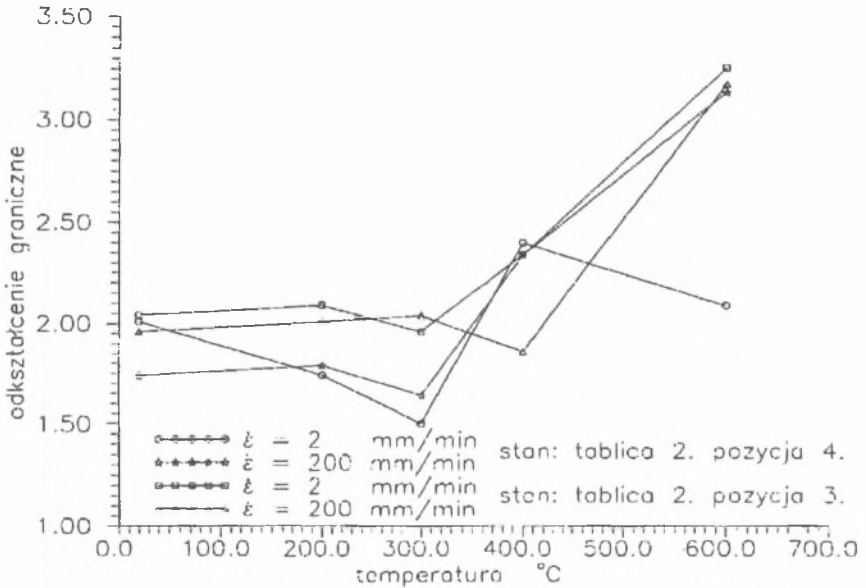


Rys. 2. Zależność wydłużenia równomiernego ( $A_r$ ), całkowitego ( $A_5$ ) oraz stosunku ( $A_5/A_r$ ) od temperatury dla stali w gatunku 40HA przy stałej prędkości rozciągania 2 mm/min  
 Fig. 2. Uniform ( $A_r$ ), final ( $A_5$ ) and ( $A_5/A_r$ ) ratio versus temperature for 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.3, sample: tab.2 pos.4)



Rys. 3. Wpływ temperatury na graniczną odkształcalność stali w gatunku 30YA przy różnych prędkościach odkształcenia  $\epsilon$

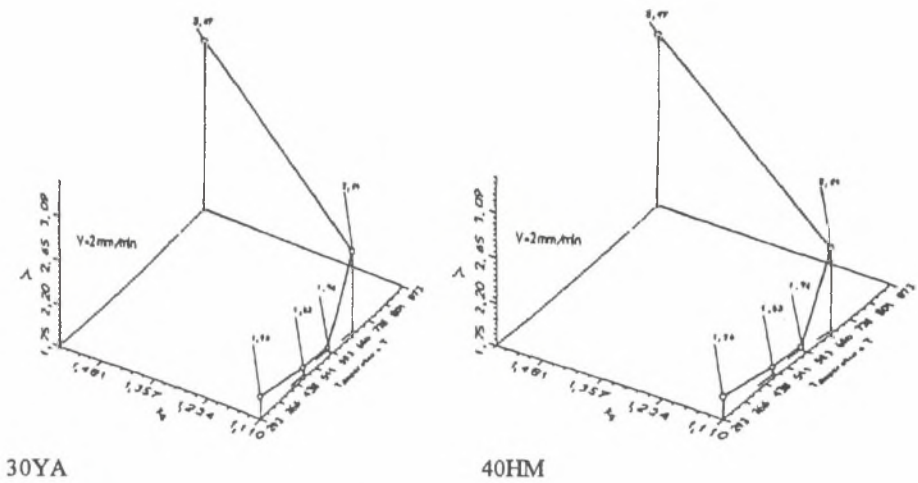
Fig. 3. Limit deformability/temperature at various strain rates for 30YA steel grade (sample: tab.2 pos. 1, sample: tab.2 pos.2)



Rys. 4. Wpływ temperatury na graniczną odkształcalność stali w gatunku 40HA przy różnych prędkościach odkształcenia  $\epsilon$

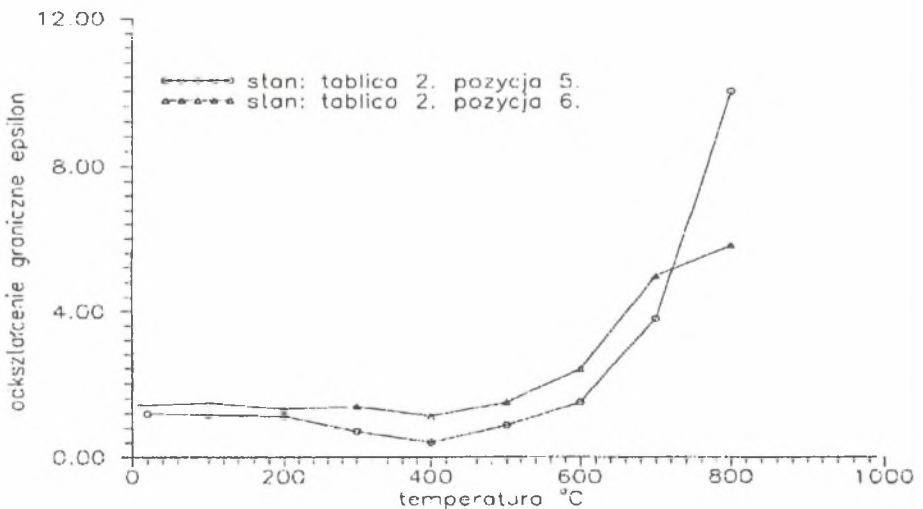
Fig. 4. Limit deformability/temperature at various strain rates for 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.3, sample: tab.2 pos.4)





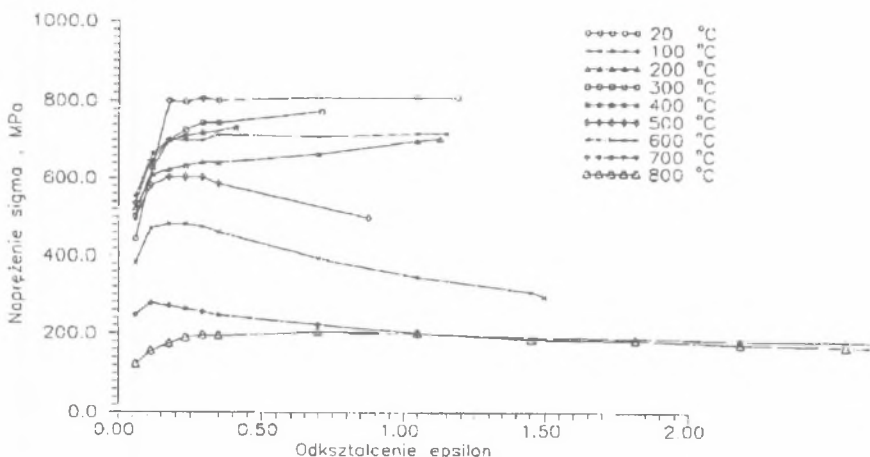
Rys. 5. Wpływ temperatury na zależność pomiędzy graniczną odkształcalnością a wskaźnikiem sztywności naprężeń dla stali w gatunku 30YA, 40HA

Fig. 5. Influence of the temperature on the relationship between stress stiffness factor and limit deformability 30YA steel grade (sample: tab.2 pos.2) and 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.4)



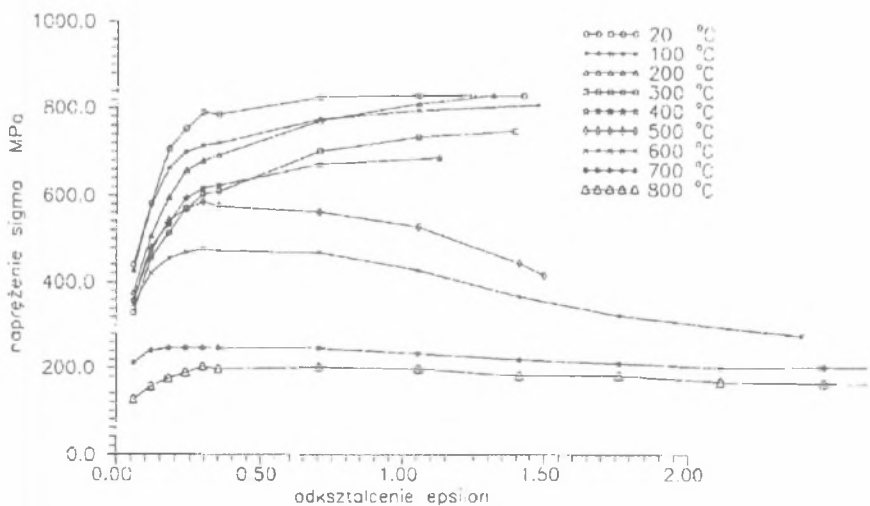
Rys. 6. Wpływ temperatury na odkształcenie graniczne  $\epsilon_{gr}$  stali w gatunku 30HM przy stałej prędkości odkształcenia  $\dot{\epsilon} = 1.28s^{-1}$

Fig. 6. Limit deformability/temperature at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.5, sample: tab.2 pos.6)



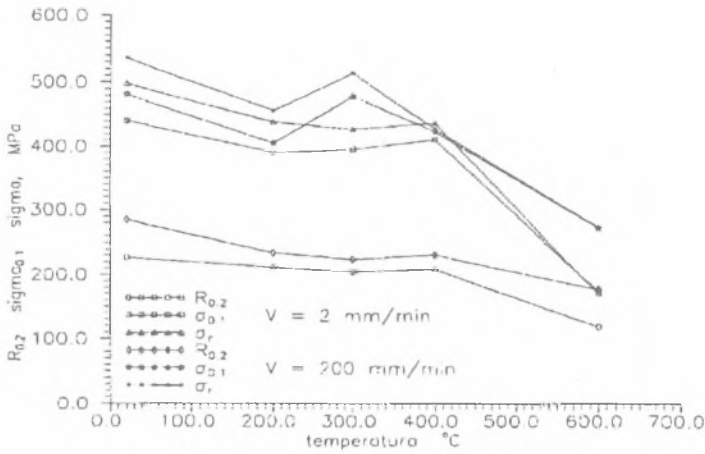
Rys. 7. Krzywe umocnienia stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 5. ) otrzymane z próby skręcania przy stałej prędkości odkształcenia  $\epsilon = 1.28\text{s}^{-1}$  w różnych temperaturach

Fig. 7. Stress/strain relationship at various temperatures at constant strain rate  $1.28\text{s}^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.5)



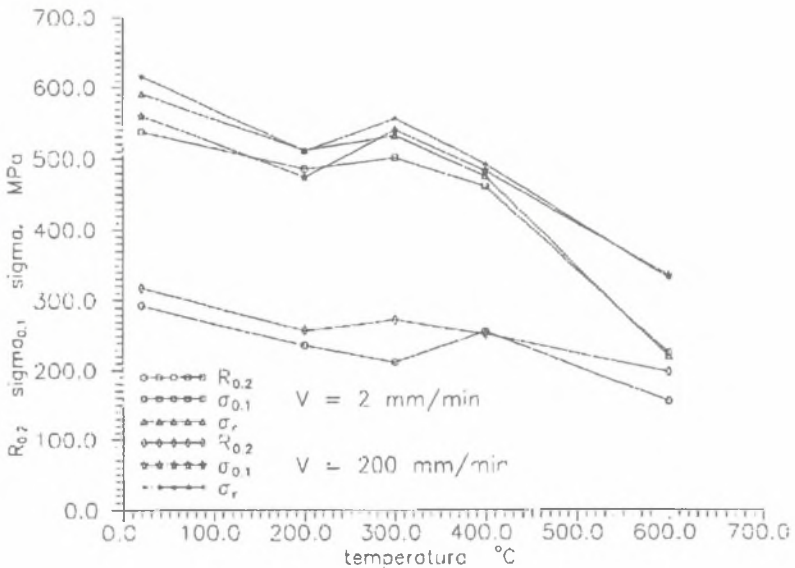
Rys. 8. Krzywe umocnienia stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 6. ) otrzymane z próby skręcania przy stałej prędkości odkształcenia  $\epsilon = 1.28\text{s}^{-1}$  w różnych temperaturach

Fig. 8. Stress/strain relationship at various temperatures at constant strain rate  $1.28\text{s}^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.6)



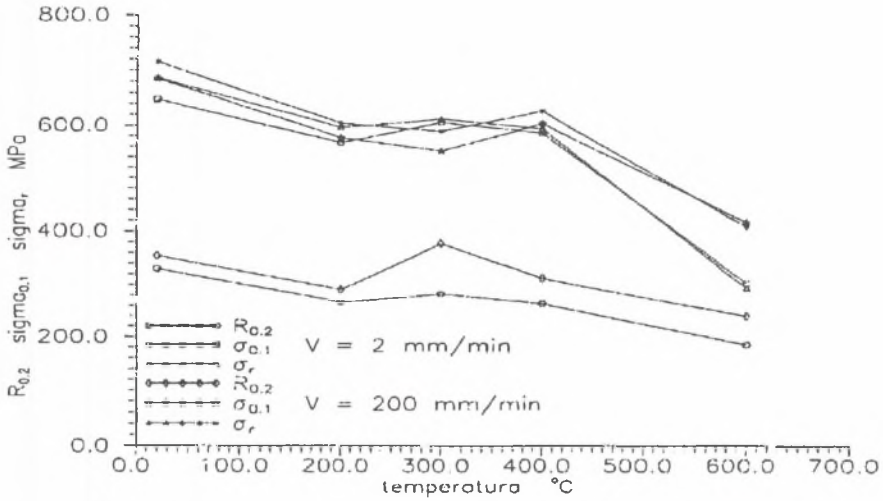
Rys. 9. Wpływ temperatury na zmianę granicy plastyczności  $R_{0.2}$ , naprężenia uplastyczniającego  $\sigma$  przy odkształceniu  $\epsilon = 0.1$  oraz  $\epsilon = A_r$  dla stali w gatunku 30YA (stan: tabela 2. pozycja 1.)

Fig. 9. Yield point ( $R_{0.2}$ ), flow stress at 0.1 deformation ( $\sigma_{0.1}$ ) and at the end homogenous deformation ( $\sigma_r$ ) for 30YA steel grade (sample: tab.2 pos.1) versus temperature



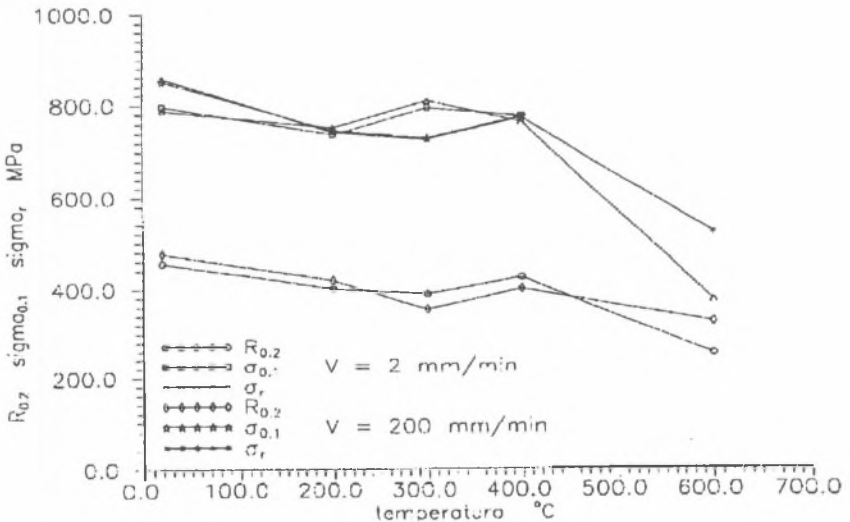
Rys. 10. Wpływ temperatury na zmianę granicy plastyczności  $R_{0.2}$ , naprężenia uplastyczniającego  $\sigma$  przy odkształceniu  $\epsilon = 0.1$  oraz  $\epsilon = A_r$  dla stali w gatunku 30YA (stan: tabela 2. pozycja 2.)

Fig. 10. Yield point ( $R_{0.2}$ ), flow stress at 0.1 deformation ( $\sigma_{0.1}$ ) and at the end homogenous deformation ( $\sigma_r$ ) for 30YA steel grade (sample: tab.2 pos.2) versus temperature



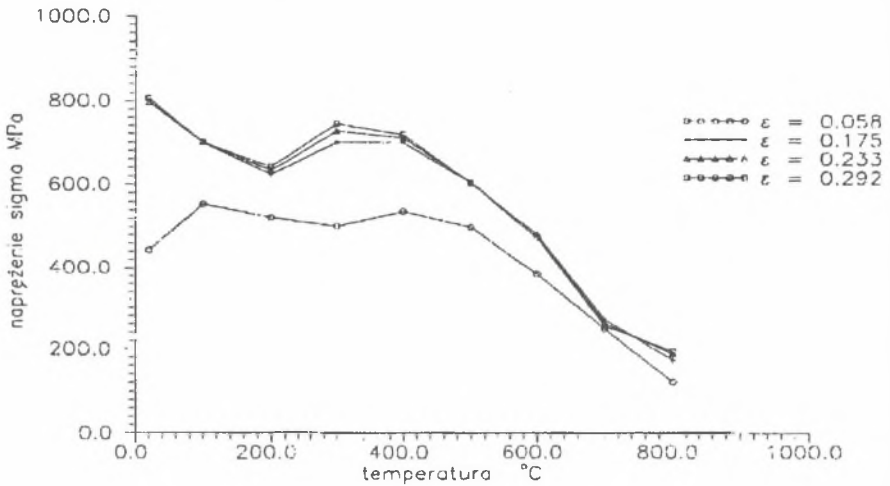
Rys. 11 . Wpływ temperatury na zmianę granicy plastyczności R<sub>0.2</sub>, naprężenia uplastyczniającego  $\sigma$  przy odkształceniu  $\epsilon = 0.1$  oraz  $\epsilon = A_r$  dla stali w gatunku 40HA ( stan: tablica 2. pozycja 3. )

Fig. 11. Yield point (R<sub>0.2</sub>), flow stress at 0.1 deformation ( $\sigma_{0.1}$ ) and at the end homogenous deformation ( $\sigma_r$ ) for 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.3) versus temperature



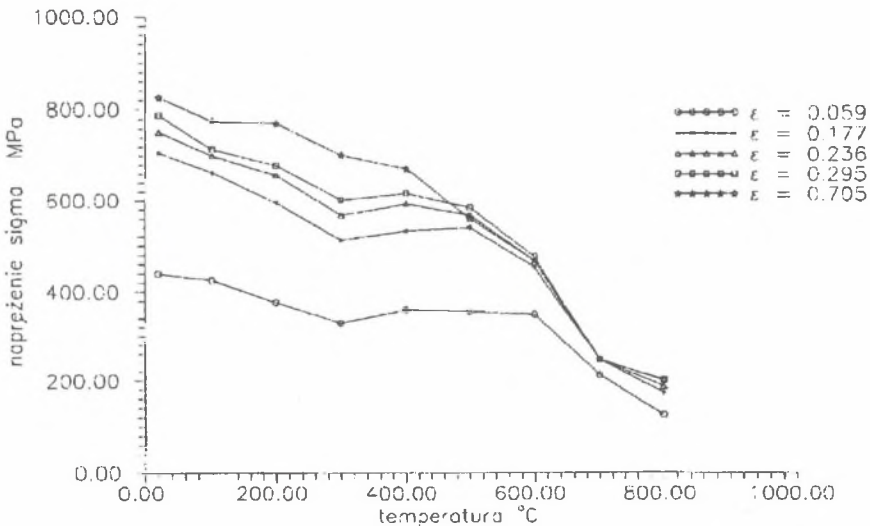
Rys. 12 . Wpływ temperatury na zmianę granicy plastyczności R<sub>0.2</sub>, naprężenia uplastyczniającego  $\sigma$  przy odkształceniu  $\epsilon = 0.1$  oraz  $\epsilon = A_r$  dla stali w gatunku 40HA ( stan: tablica 2. pozycja 4. )

Fig. 12. Yield point (R<sub>0.2</sub>), flow stress at 0.1 deformation ( $\sigma_{0.1}$ ) and at the end homogenous deformation ( $\sigma_r$ ) for 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.4) versus temperature



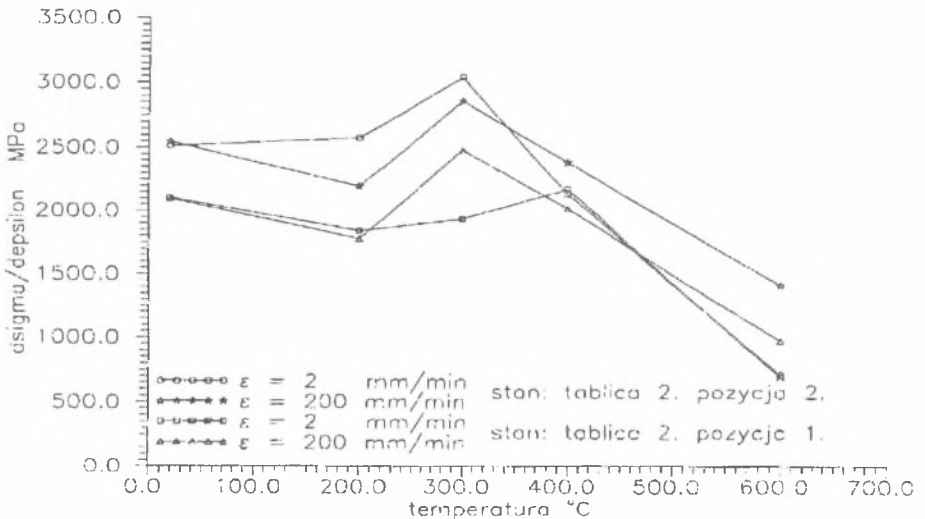
Rys. 13. Wpływ temperatury na zmianę wielkości naprężenia uplastyczniającego przy określonych wielkościach odkształcenia  $\epsilon$  dla stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 5. ) odkształcanej ze stałą prędkością  $\dot{\epsilon} = 1.28s^{-1}$

Fig.13. Flow stress/temperature at various strain at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.5)



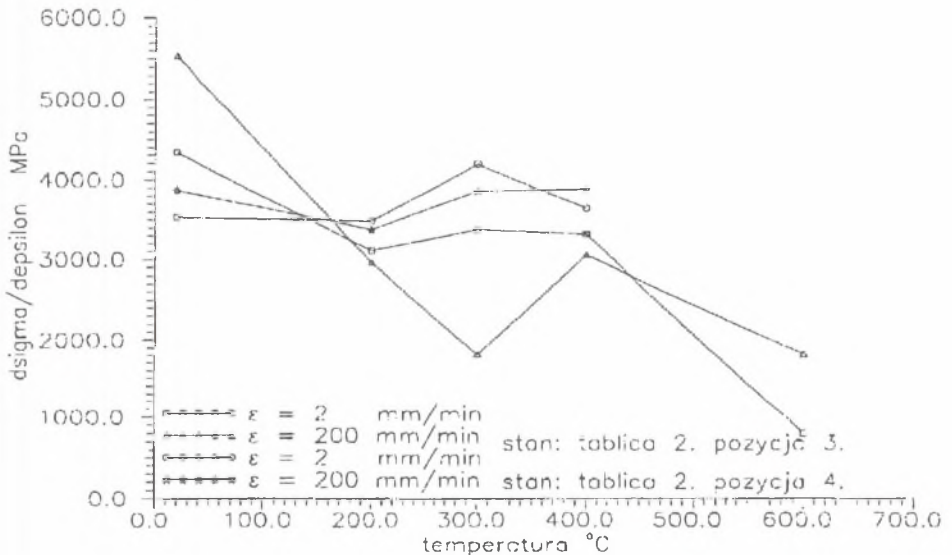
Rys. 14. Wpływ temperatury na zmianę wielkości naprężenia uplastyczniającego przy określonych wielkościach odkształcenia  $\epsilon$  dla stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 6. ) odkształcanej ze stałą prędkością  $\dot{\epsilon} = 1.28s^{-1}$

Fig.14. Flow stress/temperature at various strain at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.6)



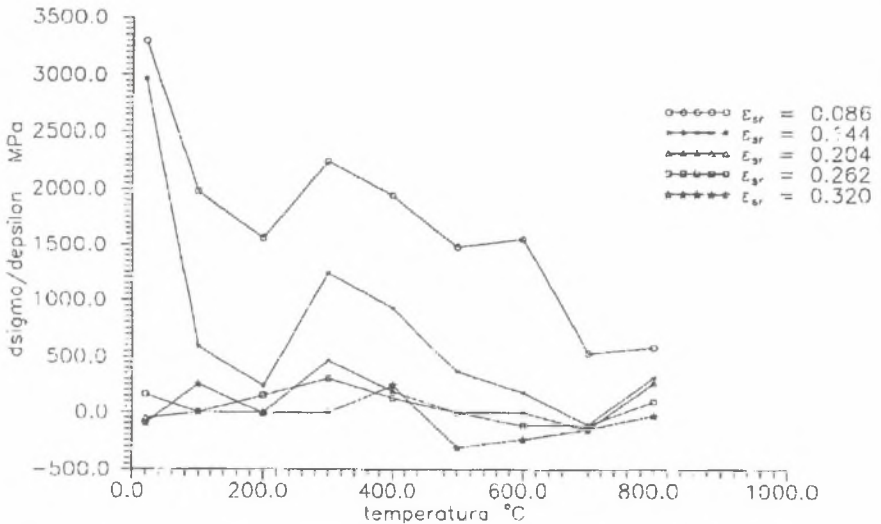
Rys. 15. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia  $\epsilon$  na zmiany intensywności umocnienia  $d\sigma/d\epsilon$  dla stali w gatunku 30YA przy stałym odkształceniu  $\epsilon = 0.095$

Fig.15. Strain - hardening coefficient/temperature at various strain rates at constant strain 0.095 for 30YA steel grade (sample: tab.2 pos.1, sample: tab.2 pos.2)



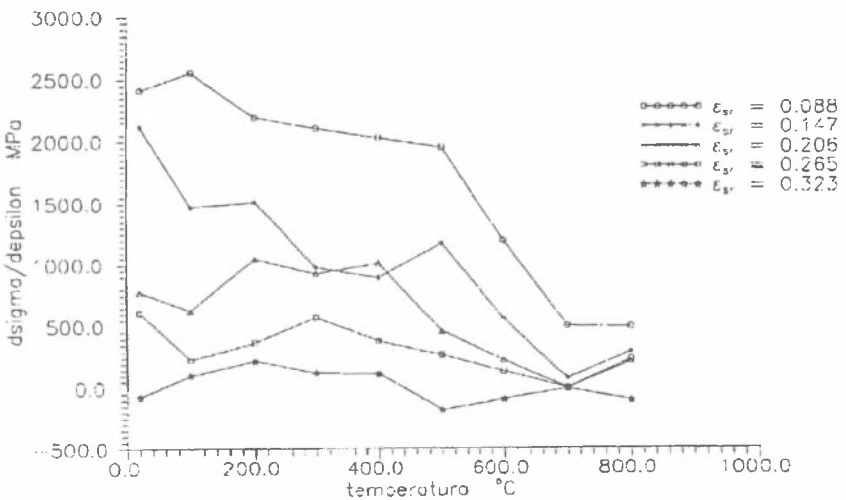
Rys. 16. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia  $\epsilon$  na zmiany intensywności umocnienia  $d\sigma/d\epsilon$  dla stali w gatunku 40HA przy stałym odkształceniu  $\epsilon = 0.095$

Fig.16. Strain - hardening coefficient/temperature at various strain rates at constant strain 0.095 for 40HA steel grade (sample: tab.2 pos.3, sample: tab.2 pos.4)



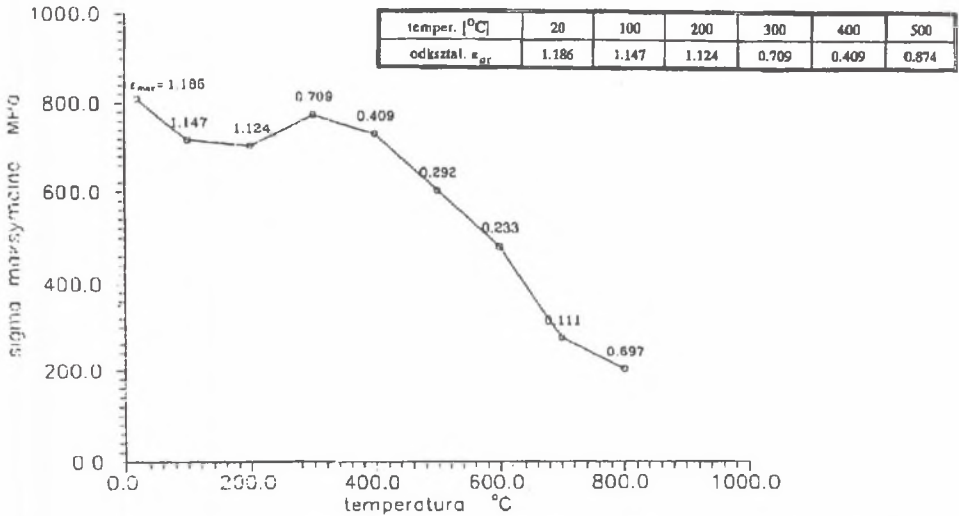
Rys. 17. Wpływ temperatury na zmianę intensywności umocnienia  $d\sigma/d\epsilon$  stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 5. ) przy stałych odkształceniach  $\epsilon_{gr}$  odkształcanej ze stałą prędkością  $\dot{\epsilon} = 1.28s^{-1}$

Fig. 17. Strain - hardening coefficient/temperature at various strain at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.5)



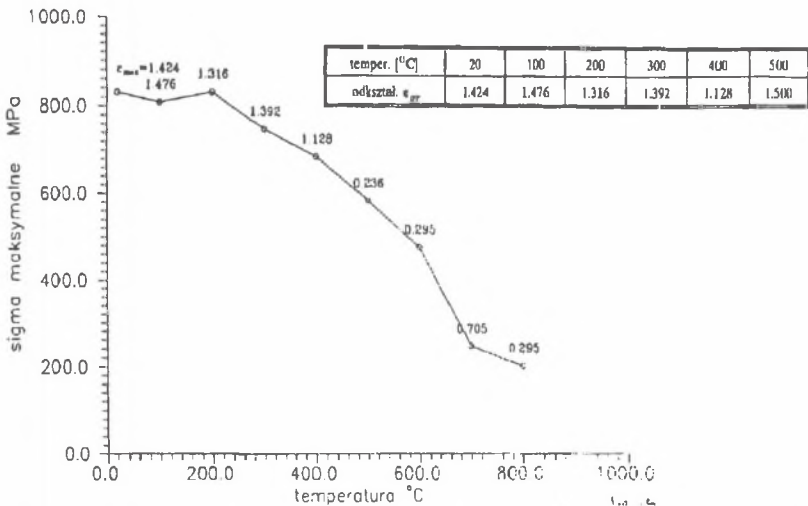
Rys. 18. Wpływ temperatury na zmianę intensywności umocnienia  $d\sigma/d\epsilon$  stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 6. ) przy stałych odkształceniach  $\epsilon_{gr}$  odkształcanej ze stałą prędkością  $\dot{\epsilon} = 1.28s^{-1}$

Fig. 18. Strain - hardening coefficient/temperature at various strain at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.6)



Rys. 19. Największe wartości naprężenia uplastyczniającego w funkcji temperatury dla stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 5. ) odkształcanej ze stałą prędkością  $\epsilon = 1.28s^{-1}$

Fig.19. Maximum flow stress/temperature at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.5)



Rys. 20. Największe wartości naprężenia uplastyczniającego w funkcji temperatury dla stali w gatunku 30HM ( stan: tablica 2. pozycja 6. ) odkształcanej ze stałą prędkością  $\epsilon = 1.28s^{-1}$

Fig. 20. Maximum flow stress/temperature at constant strain rate  $1.28s^{-1}$  for 30HM steel grade (sample: tab.2 pos.6)



## 6. WNIOSKI

Badano stale ferrytyczno-perlityczne o podobnych zawartościach węgla (ilościach perlitu w strukturze) z dodatkiem lub bez dodatków stopowych wprowadzonych w różnych ilościach. Badane stale należą do grupy typowych konstrukcyjnych do ulepszania cieplnego.

Stwierdzono, że w przypadku stosowania obróbki plastycznej na półgorąco, stosowanie wstępnej obróbki cieplnej jest zbyt kosztowne. Naprężenie uplastyczniające konieczne dla prowadzenia operacji kształtowania plastycznego przy odkształceniach większych od "stanu nasycenia" jest niezależne od wartości odkształcenia. Wartość naprężenia uplastyczniającego jest zależna od temperatury. Temperatura odkształcenia decyduje o wartości granicznego odkształcenia.

Dla badanych stali optymalnym zakresem temperatur kształtowania na półgorąco jest zakres pomiędzy temperaturą 400 a 700°C.

## LITERATURA

- [1] W.L. Kołmogorow: Naprężeniya, dieformacii, razruszenije. *Mietałurgia* 1970, Moskwa.
- [2] A. Korbel, M. Barveiller: *Prac. III Symp. on Plasticity and its current application*, Elsevier Appl. Sc. 1991
- [3] Łysiak: Zmiana drogi odkształcenia w procesie ciągnięcia żelaza ARMCO. Praca dyplomowa 1993 (nie publikowana)
- [4] Zespół autorski pod red. S. Przeglasińskiego: *Charakterystyki Stali. Stale konstrukcyjne stopowe. Stale do ulepszania cieplnego. Ser. C, t. I, Cz. 1.*, Śląsk 1975, Katowice.
- [5] G. Grzeszczuk: *Procesy kształtowania stali na ciepło na przykładzie stali 30YA i 40HA*. Praca dyplomowa 1988 (nie publikowana).
- [6] W. Wójcikiewicz: *Badania plastometryczne stali w gatunku 30HM w warunkach odkształcenia na półgorąco za pomocą plastometru skręcającego*. Praca dyplomowa 1991 (nie publikowana).

Recenzent: prof. dr hab. inż. Z. Misiólek

Wpłynęło do Redakcji w maju 1994r.

## Abstract

Quality and price determine market competition of supplied products. Profit of manufactured machine parts is closely related to manufacturing technologies among them forming is the most attractive. Hot or cold forming systems are widely adopted their benefits and drawbacks well evaluated. Warm working (0.4-0.6 Tmelting, K) opens new horizons and in many cases may create some additional advantages.

Considering jointly deformation and recovery accompanying warm working it seems interesting to study some elements of these technologies.

The study was concentrated on three steel grades (Table 1) with similar carbon content, variable alloying with different preparatory heat treatment (Table 2). Appropriate samples were tensioned or twisted to rupture at various conditions (Table 3). The strain localization in tensioning limited values of strain and revealed that the rupturing conditions seem not to be

related to stress concentration factor (Fig. 1-6) while limit deformation enhances markedly at temperatures above 400 °C being influenced by alloying and deformation rate.

Torsioning expanded the straining value range. Independently of alloying and outgoing structure it was revealed that above a certain strain ("saturation" strain) the flow stress turns to be independent of strain value and depends only on forming temperature and strain rate (Fig. 7-14). The strain hardening intensity (Fig. 15-18) being affected by alloying and outgoing structure strictly relates to the strain and temperature. At higher strains and appropriate temperature (rate) selection even strain softening effects appears.

For a process designer it is of interest to be aware about maximum loads appearing during forming and limit deformation of the metal. The maximum of flow stress (at constant alloying) appears always at strains above the "saturation" range and its value is almost independent of the outgoing structure. The outgoing structure reflects markedly the limit deformation at selected temperature (Fig. 19-20).

Based on the results of this study a preliminary conclusion might be drawn allowing the process designer elimination of preparatory heat treatment of stock supplied for forming. The loads to be observed during forming being independent of the strain (above "saturation") not affected by outgoing structure relate only to temperature (strain rate). The choice of stock preparation for forming relates only to expected limit deformation value.