

論 文

UDC 669.15-194.56 : 539.412 : 539.377

オーステナイト鋼の引張変形挙動におよぼす
温度と歪速度の影響*

大 西 敬 三**・石 坂 淳 二***

The Effect of Temperature and Strain Rate on the Tensile
Deformation Behaviour of Austenitic Steel

Keizo OHNISHI and Junji ISHIZAKA

Synopsis:

Tensile deformation behaviour of Fe-Cr-Ni and Fe-Mn-Cr austenitic steels with various combinations of carbon and nitrogen contents was determined by means of tensile testing in the range of temperatures from room temperature to 700°C with various strain rates.

Tensile strength and yield strength of low carbon austenitic steel decrease gradually as the temperature increases and austenitic steel with carbon content of more than 0.3 wt% shows a rapid increase of work hardening rate in the temperature range from room temperature to 200°C and in this temperature range, serration is observed in stress-strain curves. It is assumed that this serration is associated with the interaction of interstitial atoms (such as carbon) and dislocations. When temperature reaches 450°C, another type of serration appears, but this serration gives a smaller work hardening rate compared with the one observed at temperatures from room temperature to 200°C. This observation proves that serration is closely related with tensile deformation behaviour.

1. 緒 言

室温でオーステナイト組織を有する代表的鋼種として 18%Cr-8%Ni 鋼を標準型とする Cr-Ni 系オーステナイト・ステンレス鋼や非磁性鋼に代表される Mn-Cr 系オーステナイト鋼があげられる。これらのオーステナイト鋼 (γ 鋼) の強化機構の 1 つに [C] や [N] などの侵入型原子による固溶強化があり、 γ 鋼の機械的性質と [C] と [N] 量の関連については従来多くの研究がなされているが¹⁾²⁾、 γ 鋼の室温あるいはその付近の温度における変形挙動におよぼす侵入型原子の影響については未知な点が多い。一般に侵入型原子を含む BCC 金属や固溶体硬化の大きな置換型固溶体では室温付近で Portevin-Lechatelier 効果 (P-L 効果) が起こることが知られており、特に軟鋼における青熱温度領域における鋸歯状変形(以下略してセレーションという)は [C] と運動転位との相関関係による動的歪時効によることが知られている^{3)~5)}。 γ 鋼においても引張変形途中でセレーションが

起こり、その機構として準安定 γ 鋼に見られる相変態にもなうセレーション^{6)~8)}や析出物⁹⁾などによるものなどが報告されているが、侵入型原子など溶質原子の影響についてほとんど知られていない。

そこで、 γ 鋼についても溶質原子と運動転位との相互作用に注目した変形挙動を明らかにする必要があると考えられ、本報では Mn-Cr 系安定 γ 鋼および Cr-Ni- γ 系ステンレス鋼を基本鋼にして、[C] および [N] の添加量を変えた試料を用いて、歪速度および引張試験温度を変えた引張試験を行ない、動的歪時効および強度と延性などの引張変形挙動を検討した。

2. 供 試 材

本試験では γ 鋼の室温以上の高温における引張試験中の変形挙動を解明するため、Cr-Ni- γ 系ステンレス鋼から SUS 304 形および SUS 310 形を、また Mn-Cr 系 γ 鋼から DINX40MnCr18 (ASTM A289-7a Grade B) を選択し、加えて SUS 304 形および DINX40Mn

* 昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 1 月 20 日受付 (Received Jan. 20, 1977)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 工博 (Research Laboratories, The Japan Steel Works Ltd.)

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 (Research Laboratories, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsu-cho Muroran 051)

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimen		Chemical Composition (wt%)								
System	No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	
18%Mn-5%Cr	A	0.11	0.59	18.4	0.008	0.009	0.15	5.09	0.065	
	B	0.30	0.57	17.4	0.010	0.008	0.11	5.13	0.036	
	C	0.51	0.59	17.5	0.012	0.011	0.08	5.03	0.033	
	D	0.48	0.59	18.1	0.025	0.004	0.20	4.68	0.112	
18%Cr-8%Ni	E	0.03	0.51	1.57	0.012	0.011	11.5	18.7	0.049	
	F	0.10	0.52	1.43	0.016	0.012	9.2	18.4	0.037	
	G	0.30	0.46	1.40	0.015	0.014	8.8	19.0	0.097	
	H	0.51	0.53	1.36	0.015	0.014	8.9	19.1	0.127	
25%Cr-20%Ni	I	0.06	0.56	1.50	0.016	0.011	19.8	23.9	0.046	

Cr18 形については [C], [N] の添加量を変え、侵入型原子の影響を検討した。Table 1 に供試材の化学成分の分析結果を示す。試料 D は DINX40MnCr18 規格材の 0.4%C-18%Mn-4%Cr-0.1%N 鋼で、試料 A, B, C は 18%Mn-5%Cr を基本鋼に [C] を 0.1~0.5% の範囲で変え、[N] 無添加材である。一方、試料 E~H は SUS 304 規格材 (試料 E) と [C] を 0.5% まで添加したもの、および試料 I は SUS 310 規格材である。

これらの供試材は中周波溶解炉で溶製し、金型鑄型に鑄込んだ 10 kg 鋼塊を直径 20 mm の丸棒に鍛造した。この時の鍛造比は 20 で、鍛造最高加熱温度は 1150~1200°C とした。鍛造丸棒を長さ 120 mm に切断した後 1050~1100°C で 2h の溶体化処理後水冷したものを各試験に供した。なお、供試材の結晶粒度は試料 G, H を除き ASTM 結晶粒度番号で 3~4 であり、試料 G, H は 6~7 で、結晶粒界に未溶解炭化物が認められた。

3. 試験方法

引張試験はインストロン型引張試験機にて行なった。採用したクロスヘッド速度はおもに 0.5, 3, 50 mm/min で、これはそれぞれ歪速度 1.8×10^{-4} , 10^{-3} , 1.8×10^{-2} /sec に相当する。試験温度は室温から 700°C までの範囲で、電気炉にて所定の温度に加熱、保持した。用いた試験片は平行部直径 10 mm, 標点間距離 50 mm の JIS 高温引張試験片である。また組織観察は幅 8 mm, 厚さ 2 mm の板状試験片を所定歪まで変形し、HF10%, H₂O₂ 90% 溶液で化学研磨の後、氷酢酸、過塩素酸溶液でジェット研磨し、正磷酸、硫酸水溶液で仕上研磨の後 100kV 加速電圧の透過電子顕微鏡にて行なった。

4. 試験結果

4.1 引張試験結果

4.1.1 温度および歪速度の影響

Mn-Cr 系 γ 鋼の代表例としての試料 D の引張試験結

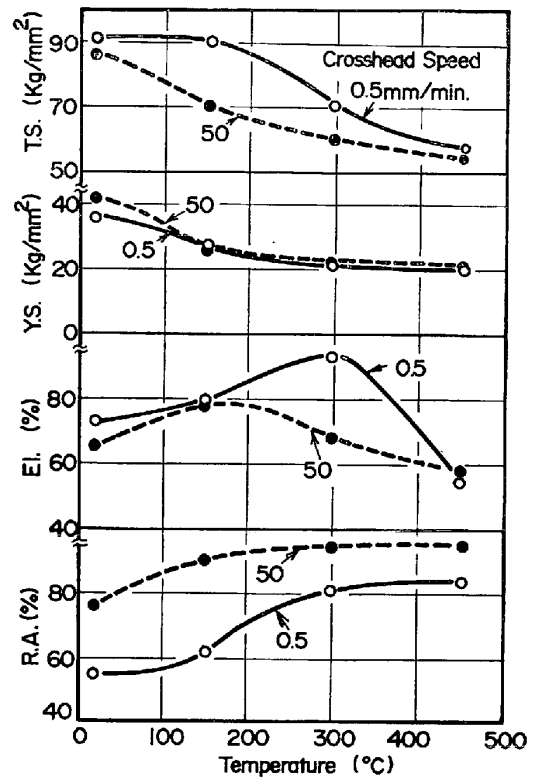


Fig. 1. Effect of testing temperature and crosshead speed on tensile properties of Specimen D.

果を Fig. 1 に示す。クロスヘッド速度 50 mm/min の高歪速度試験では試験温度の上昇にともない、0.2% 耐力 (Y.S.) および引張強さ (T.S.) は減少し、Y.S. および T.S. とも温度依存性が認められたが、低歪速度試験の 0.5 mm/min の結果では特殊な挙動が認められ、T.S. は室温から 200°C 付近までの領域で顕著な温度依存性は認められない。なお、全伸び (El.) はクロスヘッド速度 50 mm/min では 150°C まで、また 0.5 mm/min では 250~300°C まで温度の上昇に伴い増加する傾向が認められる。これらの特殊な引張試験性質の温度依存性が観察される領域では引張試験性質におよぼす歪速度の影響が特に顕著であり、また後述するように不均一変形が認められる領域と一致し、不均一変形と強度および延性などの引張試験性質と密接な関係があることが示唆された。

4.1.2 化学成分の影響

[C] を 0.1~0.5% まで、および [N] を 0.1% まで添加した Mn-Cr 系 γ 鋼についてクロスヘッド速度 0.5 mm/min で試験を行なった結果を Fig. 2 に示す。その結果、Y.S. および T.S. については 0.48%C-0.11%N (試料 D) と 0.51%C (試料 C) とは同様な挙動を示し、T.S. は 200°C まで温度上昇に伴う明らかな低

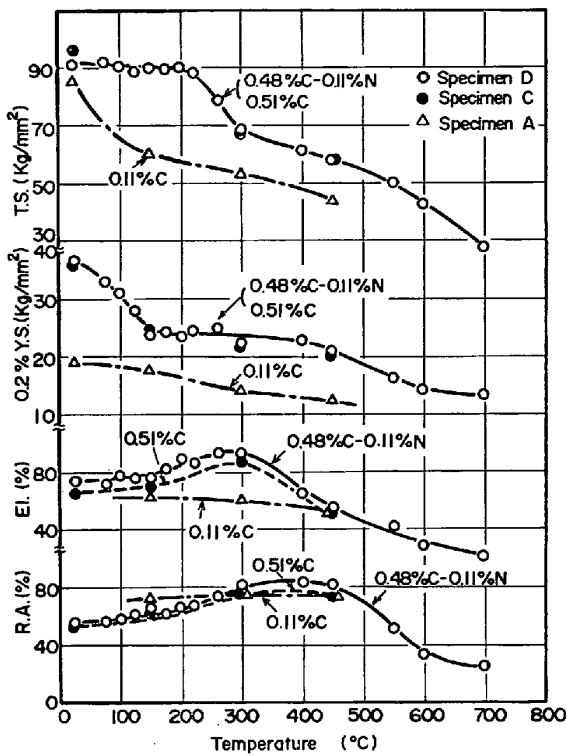


Fig. 2. Tensile properties of 18%Mn-5%Cr steels containing different concentrations of carbon and nitrogen at crosshead speed 0.5 mm/min.

下は認められないが、Y.S. は顕著な温度依存性が認められることから 200°C 付近までの領域で加工硬化量が増加することが知れる。El. R.A. についても試料 C, D はほぼ同様な傾向を示し、300°C 付近まで、温度の上昇に伴い増加する傾向が認められた。なお、300°C 以上では T.S., Y.S., El. および R.A. とも漸次減少する傾向が認められた。これに対し、0.11%C (試料 A) については T.S. および Y.S. の温度依存性が明らかであり、試料 C, D と挙動を異にしており、特に 300°C 付近までの領域でその傾向が顕著である。しかし、300°C 以上では T.S. および Y.S. の絶対値は試料 C, D より小さい傾向はほぼ同様と考えられよう。一方、El. および R.A. は試験温度の上昇とともにわずかに減少するかほぼ同値を示す。以上の結果、試料 C, D については室温から 300°C 付近の温度領域で特異な引張試験性質を示し、その要因の 1 つに [C] 量が考えられる。

4.2 引張変形挙動

4.2.1 荷重-伸び曲線

定歪速度引張試験の引張開始から破断までの変形荷重-伸び曲線に、ある温度領域および歪速度領域で不均一変形が観察された。すなわち、1 例として試料 D におけるクロスヘッド速度 0.5 mm/min の各試験温度での荷重

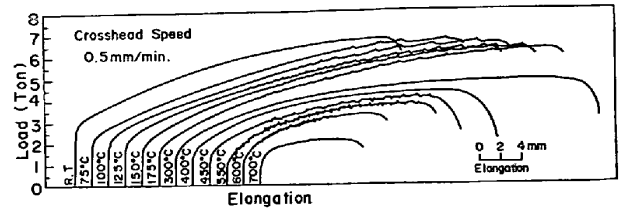


Fig. 3. Typical flow curves for Specimen C.

伸び曲線を Fig. 3 に示す。75°C から 175°C までの荷重-伸び曲線に、ある変形量以上でセリジョンが現われる。この不均一変形挙動は 450°C から 600°C の範囲で再び現われるが、この場合のセリジョンは 75°C から 175°C で見られるものとは形態を異にしている。すなわち、75°C から 175°C でのセリジョンの特徴は規則的な間隔で発生し、応力は一時上昇した後急落する挙動を示し、これをジャーキー変形と呼ぶ場合もある。一方、450°C から 600°C で見られるセリジョンは比較的応力変動の頻度が多く、応力の上昇、降下が不規則に発生することが特徴である。なお、炭化物の析出が考えられる温度の 650°C 以上での結果では曲線は滑めらかなものであるが伸びは減少している。セリジョンが発生した時の荷重-伸び曲線はセリジョンが認められない場合よりも傾きが大きく、加工硬化が大きいことが示唆された。一方、セリジョン発生までは滑めらかな曲線が存在し、セリジョン発生のための限界歪量が存在することが認められた。以上のようにセリジョンの形態から分類すると、試料 D の場合 75°C から 175°C 付近で発生する規則的な応力変動を示すセリジョンと 450°C から 600°C 付近で発生する不規則的な応力変動を示すセリジョンの 2 種類に分類でき前者を B 形セリジョン、後者を A 形セリジョンと以下仮称する。

5. 考 察

5.1 セリジョンの機械的性質におよぼす影響

先に機械的性質の特異な温度依存性を示す要因の 1 つに [C] 量があげられ、この温度領域で高 [C] γ 鋼にセリジョンが認められたことを述べた。一般にセリジョンは侵入型の溶質原子を含む BCC 金属や固溶体硬化の比較的大きい置換型固溶体にしばしば認められ、Portevin-Lechatelier 効果 (P-L 効果) と呼ばれ、その機構は動的歪時効によつて説明されている⁵⁾。

BAIND⁴⁾ は軟鋼などに見られる歪時効にする機械的性質におよぼす影響について次のように整理している。

(1) 歪時効が発生する領域では転位密度が高く、加工硬化係数が増加し、流動応力や引張強さが増大する。

(2) この領域では下降伏点に逆温度依存性が認めら

れる。

(3) セレシヨンの発生する温度は歪速度や侵入型原子の濃度に依存する。

(4) セレシヨン発生により伸びの低下が認められる。

以上のように試料C, Dのセレシヨン発生領域における機械的性質の変化は軟鋼のP-L効果と同様な傾向を示すことが知れる。一方、セレシヨンが生じた場合にお

ける加工硬化との関連を知るために、加工硬化を示す目安として(T.S.-Y.S.)値を求め、これとセレシヨンの関連を検討した。その結果を低炭素の試料Aおよび高炭素の試料C, Dの18%Mn-5%Cr鋼の場合をFig. 4に、低炭素試料Eおよび高炭素試料Gの18%Cr-8%Ni鋼の場合をFig. 5にそれぞれ示す。セレシヨン発生領域と(T.S.-Y.S.)値の増加する温度領域とは一致することが認められる。すなわち、Fig. 4において試料C, DではB形セレシヨンが認められる範囲で(T.S.-Y.S.)値は増加し、セレシヨンが消える250°C以上では(T.S.-Y.S.)値は低下する。低[C]の試料Aの場合、450°C以下ではセレシヨンは発生せず、(T.S.-Y.S.)値も明らかな温度の上昇とともに滑めらかに低下している。同様にFig. 5の試料E, Gでも高炭素の試料Gにクロスヘッド速度0.5 mm/minでB形セレシヨンが認められ、B形セレシヨンが観察されない低炭素の試料Eと異なった(T.S.-Y.S.)値の変化を示している。ただし300°C以上になるとクロスヘッド速度0.5 mm/minではいずれの鋼種ともA形セレシヨンが発生し、(T.S.-Y.S.)値は増加する傾向がある。

一般に加工硬化の定量的表現として応力-歪曲線から(1)式を用いて、加工硬化係数 n を求める。

$$\sigma = A \epsilon^n \dots\dots\dots (1)$$

A : 定数

n : 加工硬化係数

セレシヨン発生数と n の関係を18%Mn-5%Cr鋼についてまとめた結果をFig. 6に示す。セレシヨン発生数とは応力-歪曲線から応力降下の回数を読み取った値であり、セレシヨン発生数が零とは滑めらかな曲線であ

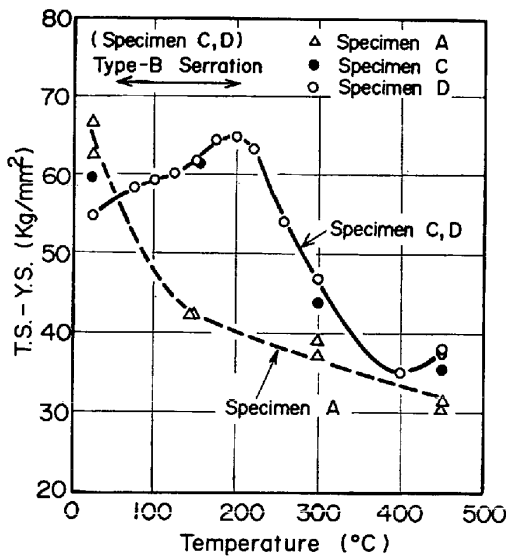


Fig. 4. Variation of (T.S.-Y.S.) value with temperature for Specimen A, C, D tested at crosshead speed 0.5 mm/min.

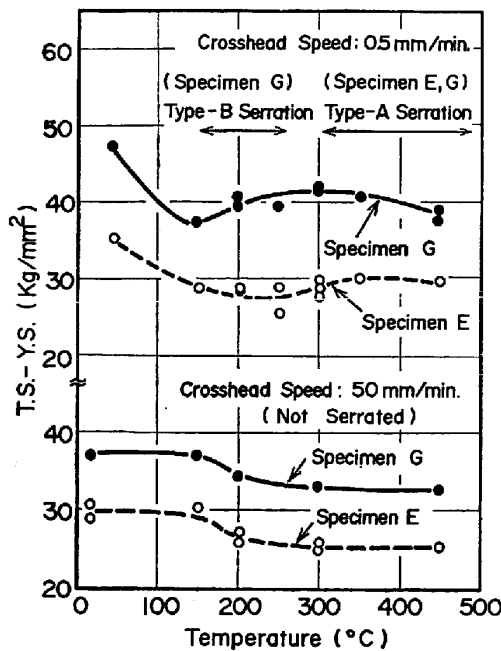


Fig. 5. Variation of (T.S.-Y.S.) value with temperature for Specimen E, G tested at crosshead speed 0.5 mm/min and 50 mm/min.

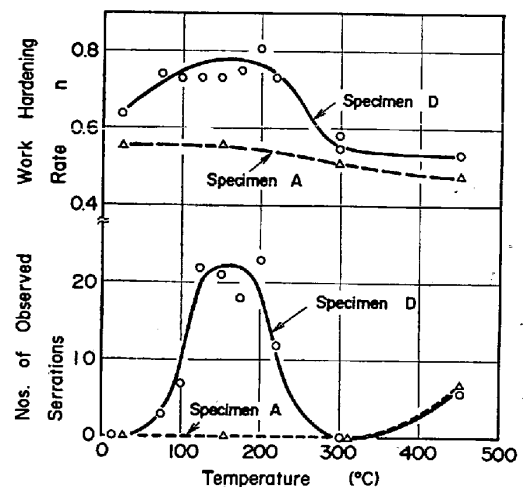


Fig. 6. Variation of work hardening rate and numbers of observed serration of Specimen A, D with testing temperature. (Crosshead speed 0.5 mm/min)

ることを示す。その結果、試料Dの場合 220°C 以下で B形セレーションが発生し、もつとも多く発生する温度の 150°C から 200°C では加工硬化係数も極大値を示し、セレーション発生数の減少とともに加工硬化係数は減少する。A形セレーションは 450°C 以上で認められ、この時の加工硬化係数は 300°C と比較して顕著な低下は認められない。一方、B形セレーションを示さない試料Aでは 300°C 以下で加工硬化係数の変化は認められなかった。

以上の結果、加工硬化係数はAおよびB形セレーションの発生とともに増加し、このセレーション発生は温度および歪速度によつて左右され、さらに B形セレーションは [C]量と密接な関係があることが認められた。

5.2 セレーション発生機構に関する考察

引張試験における応力-歪曲線に現われるセレーションについて、さまざまな材料について研究がなされているが、セレーション発生機構として相変態や歪時効などによるものが考えられており、特に後者については転位と侵入型原子¹⁰⁾、転位と侵入型原子-原子空孔対¹¹⁾¹²⁾、転位と置換型原子-侵入型原子対¹³⁾など転位周辺の Cottrell 雰囲気形成、動的歪時効で説明され、総称して P-L 効果と呼ばれるものである。一般に軟鋼のような BCC 金属におけるセレーション発生機構は P-L 効果で説明されているが¹⁴⁾、FCC 金属、特に γ 鋼についてのセレーションの研究は少ないようである。そこで、本研究に用いた Mn-Cr 系 γ 鋼および Cr-Ni 系 γ 鋼に発生したセレーションの機構について考察した。

γ 系ステンレス鋼は組織の安定性から準安定 γ 鋼および安定 γ 鋼に分類されているが、18-8 系ステンレス鋼のような準安定 γ 鋼は Ms 点以上でも塑性変形によつてマルテンサイト変態し、これによつて応力-歪曲線にセレーションが発生することが報告されている⁸⁾。本研究に用いた試験材についてセレーションと加工誘起マルテンサイト変態との関係を検討した結果を Fig. 7 に示す。すなわち、Fig. 7 は横軸に ANGEL²³⁾ の式から求めた各試料の Md 点を、縦軸に試験温度をとり、歪速度 0.5 mm/min においてセレーションが発生した場合を黒印、認められない場合を白印でそれぞれ示し、かつ試験後破面での透磁率(μ)測定結果を併記した。試料A, B, E および F の 150°C 以下でマルテンサイト変態が起つたことを示唆する透磁率の増加が認められた。しかし、この領域ではセレーションは認められず、セレーションは加工誘起マルテンサイト変態とは直接関連がないと考えられる。

P-L 効果によるセレーションの発生形態におよぼす温度および歪速度の影響を検討した。Fig. 8 は試料Dに発生する B形セレーション発生数およびセレーションの一時的

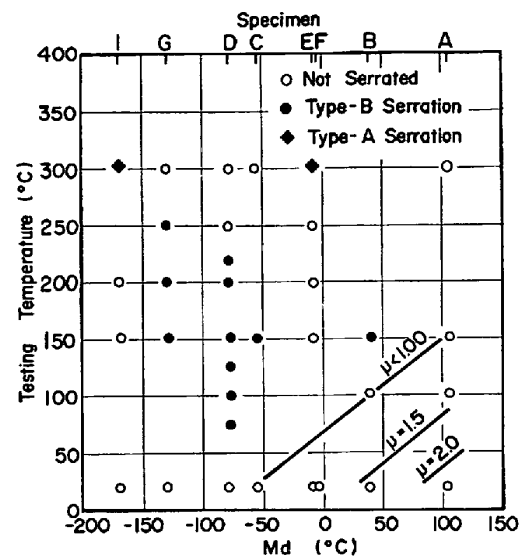


Fig. 7. Effect of permeability (μ) measured at tensile fracture surface and Md temperature of all specimens on serrated flow. (Crosshead speed : 0.5 mm/min)

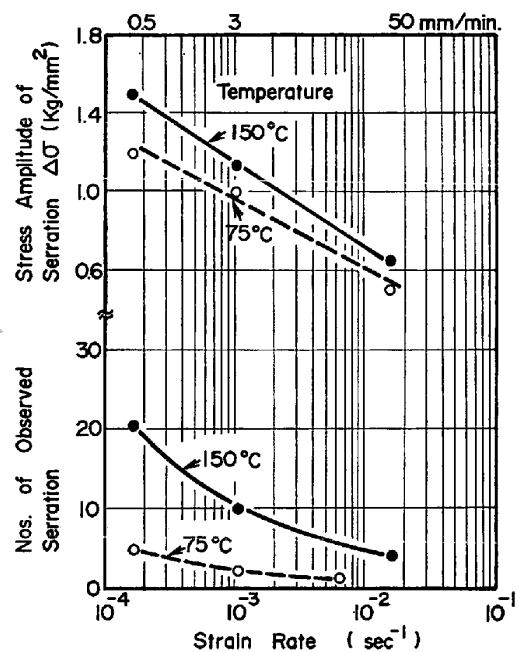


Fig. 8. Effect of testing temperature and strain rate $\Delta\sigma$ and numbers of observed Type B serration of Specimen D.

応力降下量の最大値である、最大応力降下量 $\Delta\sigma$ と温度および歪速度の関係を示したものである。低歪速度試験ほど発生数は多く、最大応力降下量も高いことが知られる。これらのセレーション発生挙動は低炭素鋼でも観察されており¹⁵⁾転位と溶質原子の相互作用によるものと考えられている。また、セレーションが応力-歪曲線上に明瞭に認められ始める変形量、すなわちセレーションの開始歪

ϵ_c について試験温度および歪速度で整理した結果を Fig. 9 に示す. 各歪速度試験とも直線関係が得られ, B 形セレーションの熱活性的な発生要因が確認でき, A 形セレーションについても, Fig. 10 に示すように B 形セレーションと同様な傾向が認められ, A 形セレーションの発生機構も動的歪時効で説明される P-L 効果によるものと考えられる.

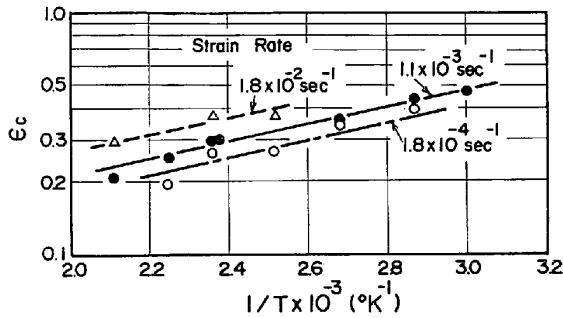


Fig. 9. Effect of testing temperature and strain rate on critical strain for onset of serration ϵ_c .

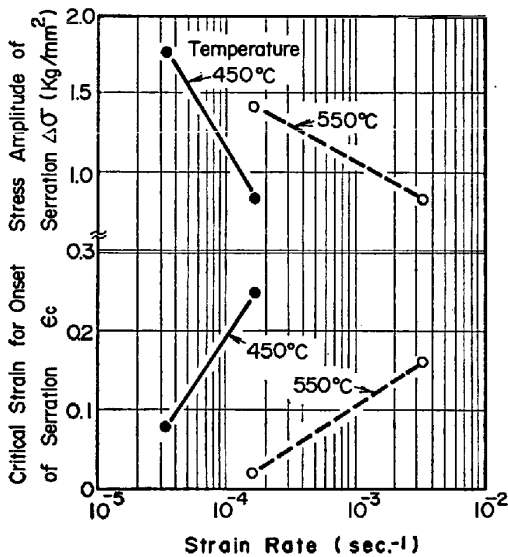


Fig. 10. Effect of testing temperature and strain rate for onset of type A serration of Specimen D.

一般に明瞭なリュダス帯の伝播が見られない場合, P-L 効果によるセレーション発生機構は運動転位に対する溶質原子の相互作用によつて説明され, 運動転位の平均転位速度に見合うだけ十分な溶質原子の拡散速度を有するならば, 転位周辺に溶質原子の雰囲気が形成され, 転位の運動に対する拘束作用, ドラッグ応力が生じセレーションとしての不安定塑性流れが発生する⁴⁾⁵⁾. したがつて, セレーションが発生するためには運動転位の分布など下部構造と溶質原子の拡散挙動が重要な要素となり, さらに

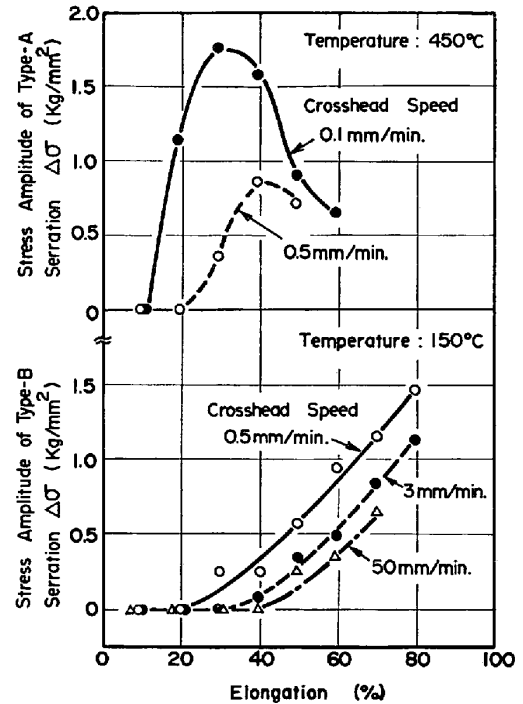


Fig. 11. Variation of $\Delta\sigma$ of type A (450°C) and B (150°C) serration during tensile testing of Specimen D.

溶質原子の拡散挙動は試験温度および, 特に置換型固溶体の場合, 変形途中に導入される原子空孔による空孔拡散機構などに密接な関連があるものと考えられる. したがつて一般的には P-L 効果によるセレーションには応力降下量の歪依存性が認められる⁵⁾¹⁵⁾. Fig. 11 に試料 D の B 形および A 形セレーションの応力降下量と変形量の関係を示す. B 形セレーション発生後いずれの歪速度とも変形量の増加とともに応力降下量は増加し変形にもなう下部構造や空孔濃度の変化がセレーションと密接な関係があることが示唆された. 一方, A 形セレーションの場合も応力降下量は変形量の増加にともない増加する傾向にあるが, 単調増加せず極大値ののち減少し, これはセレーションの形状および Photo. 1 に示す透過電顕観察結果から P-L 効果と高温における下部構造の変化または回復が同時に進行しているものと考えられる. Photo. 1 は 0.5 mm/min の歪速度で 5% 引張変形した試片の組織であるが, 150°C および 300°C で特に微細な転位構造になっており, 20°C 加工材では積層欠陥も認められる. しかし, 450°C および 700°C ではしだいに下部構造が粗となり, 特に 700°C では回復現象が認められる. 以上のようにセレーションと発生温度での下部構造との間に密接な関連が認められたが, 定量的にはさらに詳細な検討が必要であろう. なお, いずれの温度での組織とも明瞭な析出物は認められなかった.

次に溶体化処理温度を変え ASTM 結晶粒度番号を

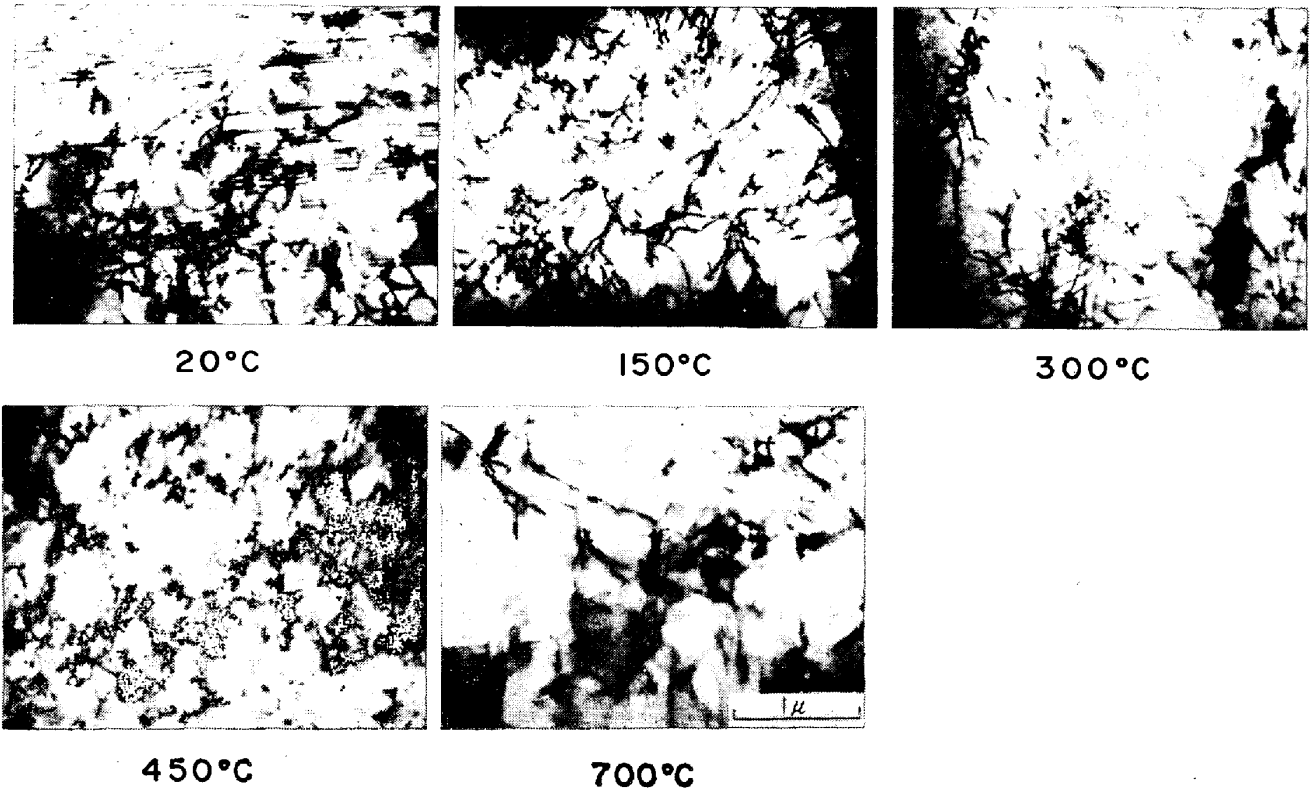


Photo. 1. Dislocation in Specimen D deformed 5% at crosshead speed 0.5 mm/min and various temperatures.

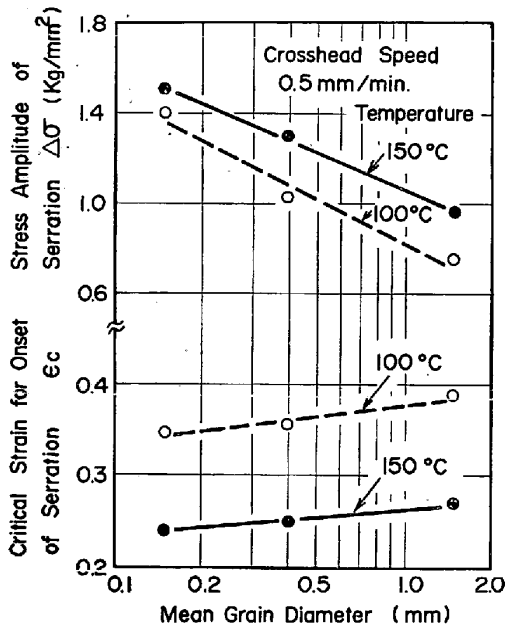


Fig. 12. Effect of grain size on $\Delta\sigma$ and ϵ_c of Specimen D serration.

2, 0, -4 の3種類に調整した試料Dを用いて、歪速度 0.5 mm/min での結晶粒度とセレーション発生形態の関係をまとめた結果を Fig. 12 に示す。セレーション発生開始歪は細粒材の方が小さく、また応力降下量は細粒材の方が大きい。これらのセレーションの発生形態の結晶粒度

による差は結晶粒の細粒化にともなう転位密度の増加と密接な関係があるものと考えられる。

以上のように γ 鋼に現われる A 形および B 形セレーションはいずれも運動転位と溶質原子の P-L 効果によるものと考えられるが、B 形セレーションの発生要因となる溶質原子は [C] のような侵入型原子が重要な役割を果たしていることが推定でき、Mn-Cr 系および Cr-Ni 系 γ 鋼の 150°C、歪速度 0.5 mm/min において認められるセレーションにおよぼす [C] 量の影響を整理した結果を Fig. 13 に示す。セレーション変形における応力降下量および発生数は [C] 量と密接な関係があり、[C] 量が 0.1% 以下ではセレーションは認められず、[C] 量を増加するとともに応力降下量も増し、発生数も多くなる傾向を示す。また 18%Mn-5%Cr 鋼において、試料 C (0.51% C) および D (0.48% C, 0.112% N) とでは [N] の顕著な影響はなく、B 形セレーションは [C] 原子との関連が大きいことが認められた。一方、セレーション発生開始歪は [C] 量を高めると減少する傾向にある。また Mn-Cr 鋼は Cr-Ni 鋼よりも大きな応力降下量のセレーションが数多く生ずることが知れた。これは Mn-Cr 鋼は Cr-Ni 鋼よりも低い積層欠陥エネルギーを有し¹⁶⁾、この積層欠陥エネルギーの差による下部構造の違いによるものと考えられるが詳細には下部構造の定量的評価が必要で

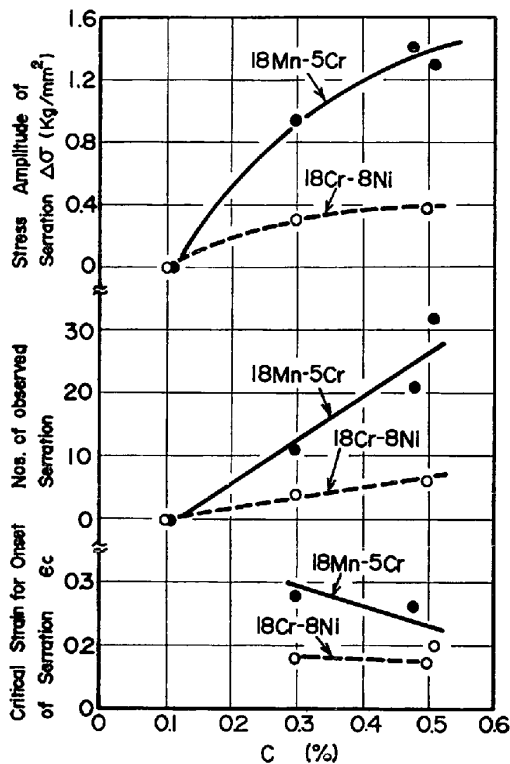


Fig. 13. Effect of carbon content of austenitic steel on $\Delta\sigma$, ϵ_c and numbers of observed Type B serration.

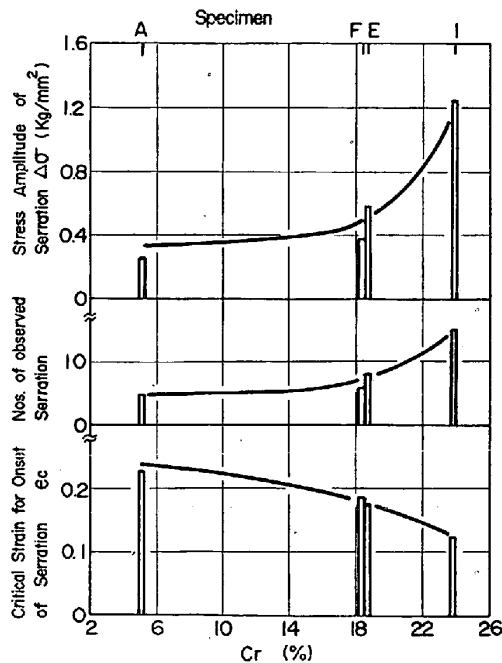


Fig. 14. Effect of Cr content of austenitic steel on $\Delta\sigma$, ϵ_c and numbers of observed Type A serration.

ある。

A形セリシオンは 300°C 以上の温度で Mn-Cr, Cr-Ni 系 γ 鋼とも [C] 量に無関係に発生するが、最も顕

著に認められたのは試料 I で、次に 18%Cr-8%Ni 鋼、18%Mn-5%Cr 鋼の順となり、Cr 量との関連が示唆された。そこで Cr 量とセリシオン発生形態との関係を Fig. 14 に示す。これは [C] 量が 0.1% 以下の試料 I, E, F, A の 450°C、歪速度 0.5 mm/min での結果である。Cr 量の増加にともない、応力降下量は大きく、セリシオン発生数は増加し、セリシオンの開始歪は小さくなる傾向にあり、A 形セリシオンと Cr 量との間に相関性が認められた。A 形セリシオンの発生温度領域の 450°C 付近での動的歪時効を示す溶質原子としては Cr の他に Mn, Ni, Co, Si など置換型原子が考えられるが Cr 以外はセリシオンとの間に明瞭な相関性は認められない。

5.3 Mn-Cr 系 γ 鋼のセリシオン発生のための活性化エネルギー

変形により増殖された運動転位の移動速度と転位周辺の溶質原子の雰囲気形成によつてセリシオンが発生する場合、発生のための活性化エネルギーは運動転位の移動速度と溶質原子の拡散速度の相互関係で求まる。そこでセリシオン発生のための活性化エネルギーを試料 D について検討する。SLEESWYK¹⁷⁾は COTTRELL, BILBY の式¹⁴⁾からセリシオン発生のための活性化エネルギー Q はセリシオンが発生開始する臨界歪速度 $\dot{\epsilon}_{CL}$ および温度 T_{CL} によつて (2) で求められることを報告している。

$$\dot{\epsilon}_{CL} \cdot T_{CL} = C \cdot \exp(Q/k \cdot T_{CL}) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 C は定数、 Q は溶質原子の拡散のための活性化エネルギー、 k はボルツマン定数である。

(2) 式で溶質原子の拡散の活性化エネルギー Q はセリシオン発生のための活性化エネルギーと等しく、歪速度 $\dot{\epsilon}$ および温度 T を変えた引張試験を行ない、 $\log \dot{\epsilon} \cdot T$ と $\log 1/T$ の関係のセリシオンが発生開始する試験条件の勾配から

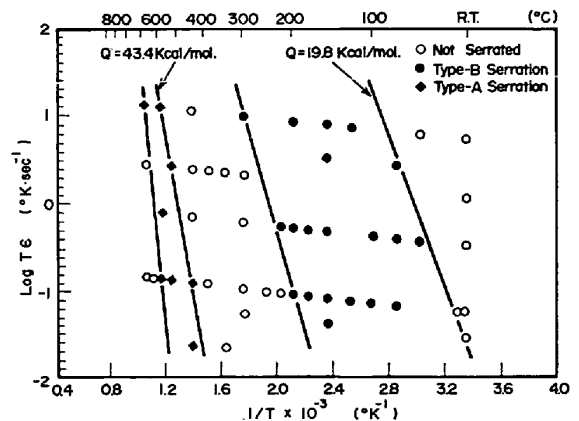


Fig. 15. Diagram showing the transition of smooth and serrated stress-strain curves as functions of temperature (T) and strain rate ($\dot{\epsilon}$).

セレシ ョン発生のための活性化エネルギーが求まる。試料 D の $\log \dot{\epsilon} \cdot T$ と $\log 1/T$ の関係を Fig. 15 に示す。図の黒印で示す A 形および B 形セレシ ョンの発生開始の条件は直線関係が得られ、それぞれの発生するための活性化エネルギーは B 形セレシ ョンで 19.8 kcal/mol および A 形セレシ ョンで 43.4 kcal/mol が得られた。

P-L 効果について、炭素鋼などで [C], [N] に帰因するセレシ ョンの発生のための活性化エネルギーは [C] の場合 19~21 kcal/mol¹⁹⁾²¹⁾, [N] で 18.2 kcal/mol¹⁷⁾ の結果が得られており、 α Fe 中の [C] の拡散に要する活性化エネルギーと一致することを指摘している。一方、試料 D などに見られた B 形セレシ ョンは発生挙動などから [C] との関係が示唆されたが、本研究で求められたセレシ ョンの活性化エネルギーの 19.8 kcal/mol は γ Fe 中の [C] の拡散の活性化エネルギー 30~33 kcal/mol²⁰⁾ よりも小さく、 α Fe に見られる [C] とセレシ ョンとの関係のように明白な関係は得られなかつた。19.8 kcal/mol の数値がむしろ γ Fe 中の原子空孔の移動の活性化エネルギー 22 kcal/mol に近いことから^{21) ROSE, GLOVER¹¹⁾} の述べるように [C]-原子空孔対のような変形中に導入される原子空孔を考慮する必要もあろう。

A 形セレシ ョンは置換型原子との関係が考えられ、Cr と運動転位との相互作用が推定されたが、得られた活性化エネルギーの 43.4 kcal/mol は γ Fe 中の Cr の拡散の活性化エネルギー 97 kcal/mol の約 1/2 で Cr 単体による転位との相互作用だけでは十分な説明がむづかしく、Cr のような炭化物形成元素対 [C] と運動転位、置換型原子の cluster と運動転位の相互作用¹³⁾²²⁾なども考慮する必要があろう。

以上のように B 形および A 形セレシ ョンの発生機構として運動転位と [C] および運動転位と置換型原子との相互作用がそれぞれ考えられたが、いずれの場合もより詳細な検討が今後必要と思われる。

6. 結 言

18%Mn-5%Cr 系, 18%Cr-8%Ni 系および 25%Cr-20%Ni 系 γ 鋼の [C] 添加量を変えた試料を用いて、室温から 700°C までの温度で歪速度を変えた引張試験を行ない、変形挙動を検討した結果、次の結論が得られた。

(1) 低 [C] の Cr-Ni 系および Mn-Cr 系 γ 鋼では温度の上昇にともない引張強さ、耐力とも緩やかに減少し、歪速度依存性は顕著でない。

(2) 高 [C] の Mn-Cr 系 γ 鋼は歪速度依存性が顕著で、低歪速度試験では室温~200°C の範囲で加工硬化を示す領域が存在する。

(3) 破断伸びは低 [C] の Cr-Ni 系では温度とともに単調に減少するが高 [C] の Mn-Cr 系では極大を示す温度領域があり、この領域は歪速度が小さいと高温側に移行する。

(4) 高 [C] の Mn-Cr 系および Cr-Ni 系 γ 鋼において加工硬化などに代表される特異な変形挙動を示す歪速度、温度条件下では応力-歪曲線に一時的に応力の上昇、降下を示すセレシ ョン変形が認められ、セレシ ョン変形と引張試験性質との間に密接な関係が認められた。

(5) セレシ ョン変形は形態および発生する温度領域から室温~200°C 付近で多く認められるものと 450°C 以上で認められるものに分類でき、前者は [C] 量との関係が、後者は Cr のような置換型原子と運動転位の相互作用によるものなどが推定できた。なお、セレシ ョン変形発生機構については今後さらに変形時の下部構造などより詳細な研究が必要と思われる。

終りに本研究中終始激励と有益な助言をたまわりました北海道大学金属化学研究施設教授竹山太郎博士および高橋平七郎氏ならびに研究の遂行に協力いただいた当社室蘭製作所研究所細工藤龍司氏に深く感謝いたします。

文 献

- 1) K. J. IRVIN: JISI, 199(1961), p. 153
- 2) C. M. HSLAO and E. J. DULIS: Trans. ASM, 52(1958), p. 855
- 3) J. S. BLAKEMORE and E. O. HALL: JISI, 204(1966), p. 817
- 4) J. D. BAIRD: "The inhomogeneity of plastic deformation" ASM Ohio (1971), p. 191
- 5) 吉永日出男: 塑性と加工, 12(1971), p. 322
- 6) P. C. MAXWELL, A. GOLDBERG, and J. C. SHYNE: Met. Trans., 5(1974), p. 1319
- 7) G. F. BOLLING and R. H. RICHMAN: Acta Met., 18(1970), p. 673
- 8) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 1383
- 9) J. L. CATAGNE et al.: Mém. Sci. Rév. Met., 64(1967), p. 319
- 10) B. A. WILLCOX and G. C. SMITH: Acta Met., 12(1964), p. 371
- 11) K. S. B. ROSE and S. G. GLOVER: Acta Met., 14(1966), p. 1505
- 12) C. F. JENKINS and G. V. SMITH: Trans. TMS-AIME, 245(1969), p. 2149
- 13) I. L. WILSON and N. RIDLEY: JISI, 208(1970), p. 929
- 14) A. H. COTFRELL and B. A. BILBY: Proc. Phys. Soc., A62(1949), p. 49
- 15) 竹山太郎, 高橋平七郎: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1054
- 16) R. E. SCHRAMM and R. P. REED: Met. Trans.,

- 6A(1975), p. 1345
- 17) A. W. SLEESWYK: Acta Met., 8(1960), p. 131
- 18) M. J. ROBERTS and W. S. OWEN: Met. Trans., 1(1970), p. 3203
- 19) 藤原正二, 河合 潤, 牧村 実, 田村今男: 学振第123委員会, 15(1974), p. 103
- 20) W. BATZ and R. MEHL: Trans. Am. Inst. Min. Metall. Engrs, 188(1950), p. 553
- 21) A. WESTWOOD and T. BROOM: Acta Met, 5(1957), p. 249
- 22) J. T. BARNBY: JISI, 203(1965), p. 392
- 23) T. ANGEL: JISI, 177(1954), p. 165
-