

UDC 669.15'24-157.8-194.55 : 669.15'24'26-194.56 : 620.186.5 : 669.112.227.1

論 文

18-8 ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼 オーステナイトの動的再結晶とその関連現象*

Dynamic Recrystallization of Austenite in 18-8 Stainless Steel and 18 Ni Maraging Steel and Its Related Phenomena

牧 正志**・赤阪耕一***・奥野耕次****・田村今男**

Tadashi MAKI, Koichi AKASAKA, Koji OKUNO, and Imao TAMURA

Synopsis:

The dynamic recrystallization behavior of austenite in an 18-8 stainless steel and an 18 Ni maraging steel was studied mainly by microstructural observations of the specimens which were water-quenched immediately after the tensile deformation to various strains at temperatures ranging from 800 to 1200°C and strain rates of $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The changes in austenite grain size and hardness at room temperature due to the dynamic recrystallization were also studied.

The deformation conditions for the occurrence of dynamic recrystallization in both steels were made clear as a function of deformation temperature (T), strain rate ($\dot{\epsilon}$) and strain (ϵ). Dynamic recrystallization takes place under the deformation conditions with Z (Zener-Hollomon parameter) less than the critical value of Z_0 . Z_0 is increased with an increase in strain or with a decrease in initial austenite grain size. The addition of Cr seems to have the retarding effect on the occurrence of dynamic recrystallization of austenite. The dynamic recrystallized grain size ($\bar{D}$) is determined only by the deformation condition Z , and does not depend on the strain and the initial grain size. Present result indicates that the dynamic recrystallization is effective for refining austenite grain size. The room temperature hardness of dynamically recrystallized austenite in 18-8 stainless steel and the martensite formed from the dynamically recrystallized austenite in 18 Ni maraging steel is higher than that of conventionally heat-treated specimens. However, such an increment of hardness due to dynamic recrystallization is not so large.

1. 結 言

近年、制御圧延などによる組織の改善や熱間加工性向上など種々な観点から鋼の熱間加工に対する関心が高まり、金属学的研究が盛んになつてきた。高温変形時には、加工硬化と同時に動的回復もしくは動的再結晶による軟化がおこり、定常状態変形を示すようになるのが特徴である。低応力、低ひずみ速度での高温クリープ変形は主に動的回復がおこる場合であり、従来から非常に多くの研究がなされており、理論的考察も進んでいるのに対し、ひずみ速度が大きく負荷応力も比較的大きい熱間加工時の変形挙動や組織変化についての研究はクリープに比して少ない。

純鉄や炭素鋼のオーステナイト(γ)領域での熱間加工中に動的再結晶がおこることはよく知られている^{1)~5)}。一方、18-8 ステンレス鋼においても動的再結晶がおこ

るという報告はすでにいくつかある^{6)~10)}が、いずれも断片的なものであり動的再結晶の出現する変形条件などは十分に明らかではない。動的再結晶の出現は温度(T)、ひずみ速度($\dot{\epsilon}$)およびひずみ量(ϵ)の3つの外的変形因子に大きく左右され、さらに初期粒径や合金元素などの材料因子の影響をもうけるので、これらの諸因子の影響を明確にする必要がある。

本研究は、18-8 ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼の γ の動的再結晶に関し、次の3点を明らかにすることを目的としておこなつた。(1)動的再結晶のおこる変形条件を T 、 $\dot{\epsilon}$ 、 ϵ の3つの因子の関係として明確にするとともに、これらに及ぼす γ 初期粒径の影響を明らかにする。(2)動的再結晶は γ 粒の微細化に有効であると思われるので、動的再結晶粒径と上記諸因子の関係を明確にし γ 粒微細化法としての基礎的知見を得る。(3)動的再結晶は一種の加工組織であり転位下部組織をもつ

* 昭和54年10月本会講演大会にて一部発表 昭和55年2月19日受付 (Received Feb. 19, 1980)

** 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

*** 京都大学大学院 (Graduate School, Kyoto University)

**** 京都大学工学部 (現：湯浅電池(株)) (Faculty of Engineering, Kyoto University, Now Yuasa Battery Co. Ltd.)

ため、これらが室温での強度（硬さ）に有効に作用するかどうかを明らかにする。

2. 実験方法

用いた試料は市販の 304 ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼 (300 ksi 級) であり、その化学組成を Table 1 に示す。約 10 mm 径の丸棒供試材より、機械加工によつて Fig. 1 のような変形部長さ 10 mm, 径 3.5 mm の試験片を作製した。高温変形はインストロン型引張試験機を用い、高周波加熱により試験片を加熱し、種々な温度、ひずみ速度で引張変形を与えた。試験片の酸化をなるべく防止するために N_2 ガスまたは $90\%N_2 + 10\%H_2$ 混合ガス雰囲気中にて変形した。試験片の熱処理および高温引張条件を Fig. 2 に示す。ステンレス鋼の場合は、1 200~1 300°C の種々な温度で真空中にて溶体化後油冷し、 γ 粒径を 76, 150, 250 μm と変化させた。これらは室温でも γ 単相である。これらを 1 000~

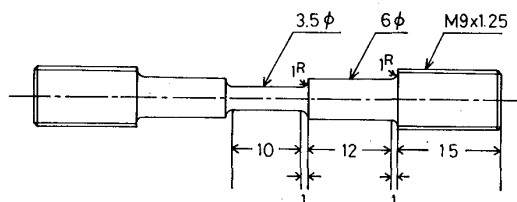


Fig. 1. Dimensions of tensile specimen. (mm)

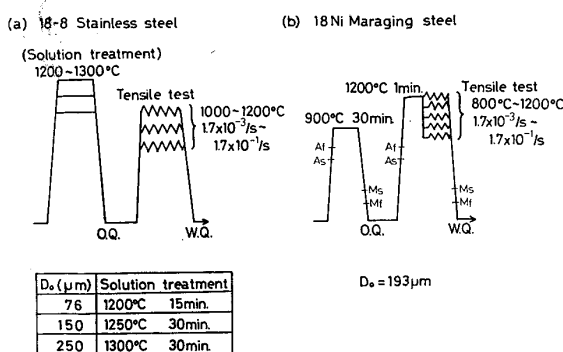


Fig. 2. Heat treatments and test conditions for 18-8 stainless steel and 18 Ni maraging steel. D_0 : initial austenite grain size.

Table 1. Chemical compositions of steels used in this study. (wt %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	
18-8 Stainless steel	0.050	0.53	1.07	0.029	0.003	9.14	18.42	0.09	Cu:0.05 N:0.038
18 Ni Maraging steel	0.003	0.006	0.02	0.002	0.001	18.51	—	5.08	Co:8.57 Ti:0.72 Al:0.063

1 200°C, $\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-3} \sim 1.7 \times 10^{-1} s^{-1}$ の種々な条件で引張変形を施した。マルエージ鋼の場合は、試験片作製までの加工や熱処理の前履歴を除くために 900°C 30 min 真空中にて γ 化処理後油冷し、その後試験機に取り付け、高周波加熱により 1 200°C 1 min の γ 化処理をおこなつたのち（この処理により γ 粒径は 193 μm となつた。）その温度（1 200°C）で、もしくは 800~1 100°C の間の目的の温度に下げて約 30 s 保持したのち、 $1.7 \times 10^{-3} \sim 1.7 \times 10^{-1} s^{-1}$ のひずみ速度で引張変形を施した。

さらに、高温変形時の γ 組織変化の観察および室温硬さの測定のために、種々な変形条件で種々なひずみ量の変形を与えたのち直ちに（0.5 s 以内）試験片を冷却水の噴射により急冷して高温組織を凍結した。組織観察は試験片の中央変形部を切り出し、引張軸方向に平行な面でおこなつた。光顕組織観察用の腐食液として、ステンレス鋼では弗化水素酸 2：硝酸 1：グリセリン 2 を用い γ 粒界を現出させた。マルエージ鋼の場合は、室温でマルテンサイト (α') 組織であるので旧 γ 粒界を観察した。旧 γ 粒界の現出のために、試片を 500°C で 20 min 時効したのち 10% 三酸化クロム水溶液により電解腐食をおこなつた。 γ 粒径は線分法により決定した。さらに硬さ測定はビッカース硬度計（荷重 10 kg または 20 kg）によりおこなつた。

3. 実験結果

3.1 オーステナイトの動的再結晶出現におよぼす変形条件および初期粒径の影響

Photo. 1 はステンレス鋼の γ 初期粒径 (D_0) 150 μm 材を 1 100°C $1.7 \times 10^{-2} s^{-1}$ で種々なひずみ量の変形後急冷した試験片の光顕組織写真である*。それぞれのひずみ量 ϵ はそう入された真応力-真ひずみ曲線上に示された各位置に対応している。変形前の組織は Photo. 1 (a) のように、粒界が平滑な整粒であり多くの焼なまし双晶が観察される。変形初期の加工硬化段階では、 γ 粒界が細かく凹凸状を呈するようになるのが特徴である

* 本論文では、すべて写真の左右方向（水平方向）が引張軸方向に対応するようにしてある。

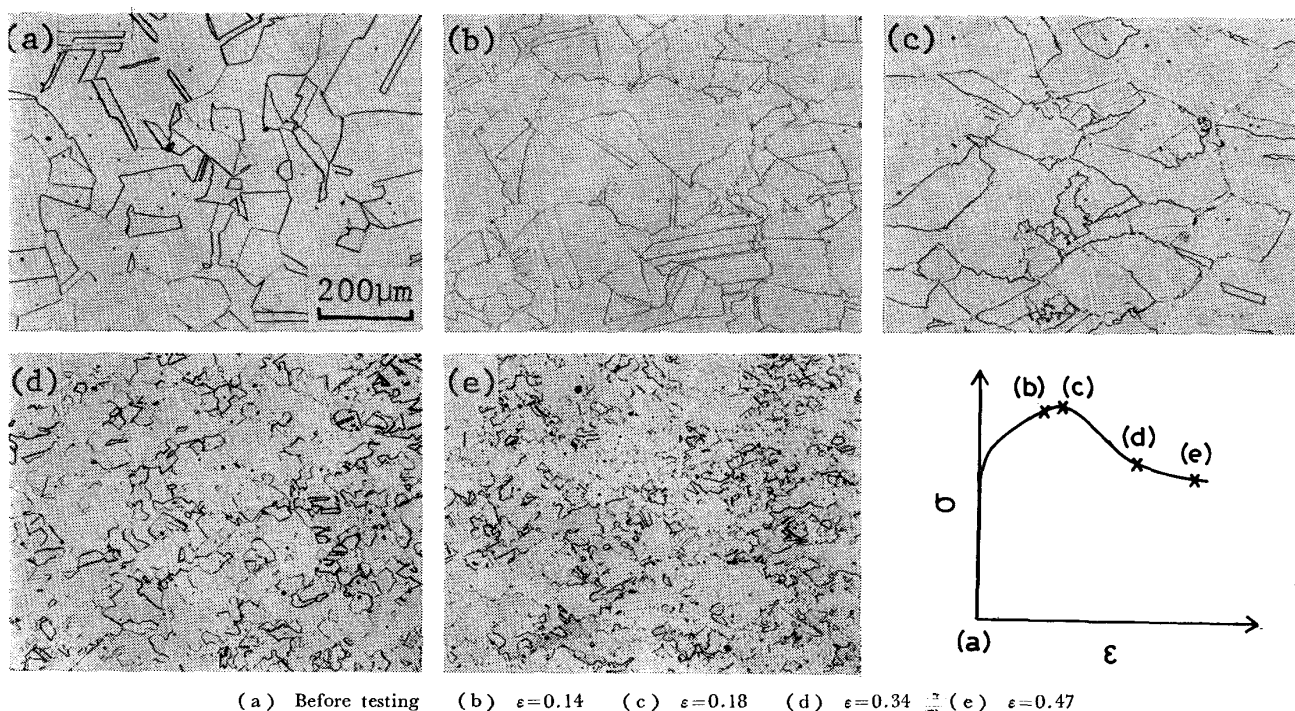


Photo. 1. Optical micrographs showing the progress of dynamic recrystallization of austenite with strain in 18-8 stainless steel ($D_0=150 \mu\text{m}$) deformed to various strains at 1100°C and $1.7 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, followed by quenching. Etchant ; HF 2 : HNO_3 1 : Glycerin 2.

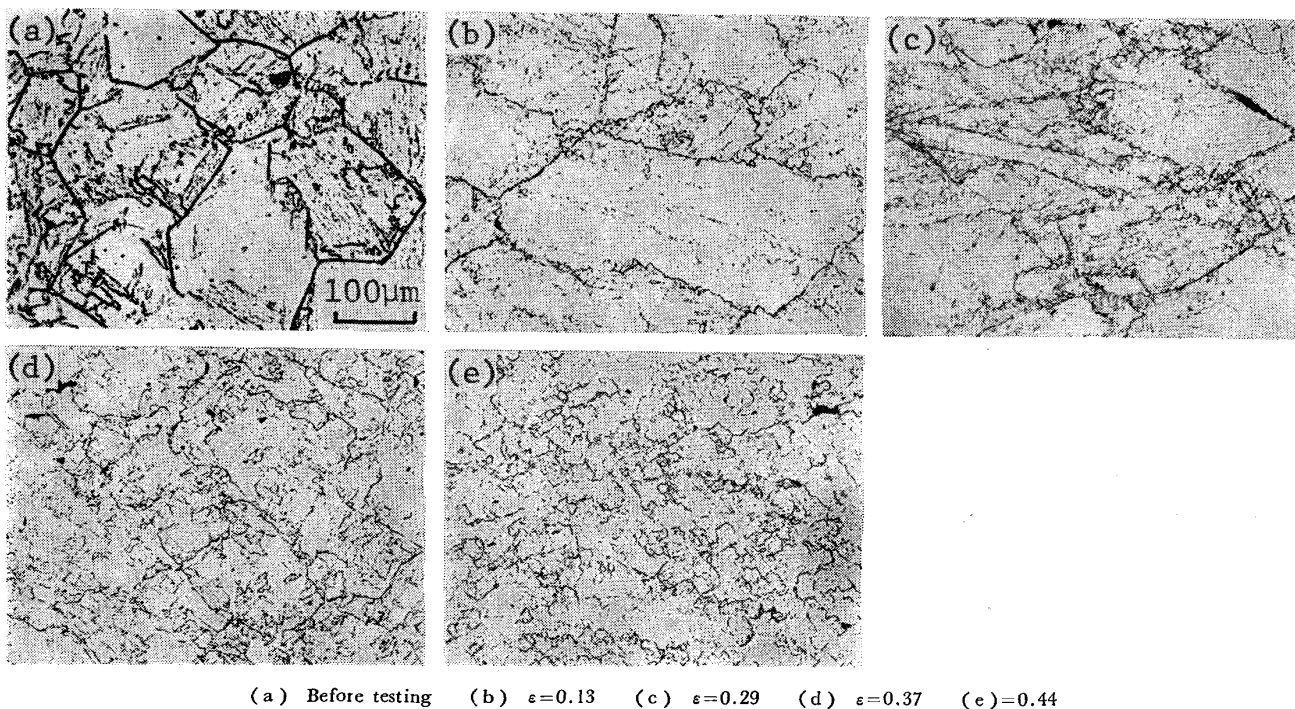
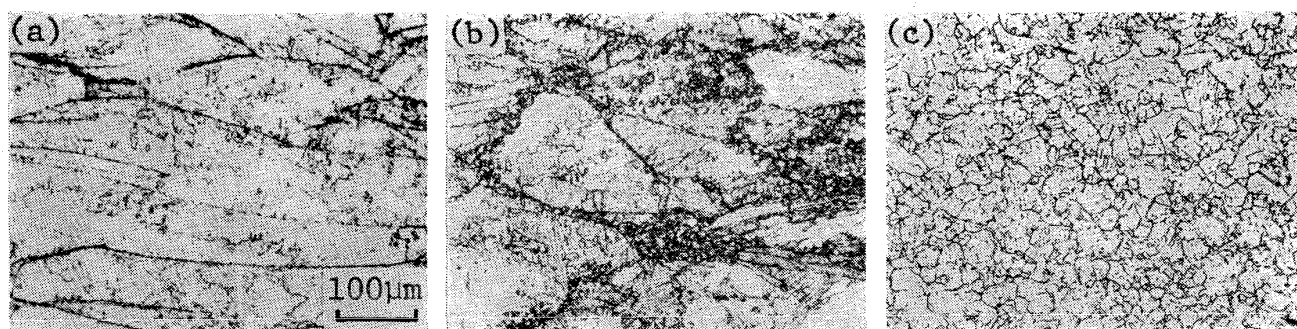


Photo. 2. Optical micrographs showing the progress of dynamic recrystallization of austenite with strain in 18 Ni maraging steel ($D_0=193 \mu\text{m}$) deformed to various strains at 1200°C and $1.7 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$, followed by quenching. Electrolytic etching with CrO_3 10g + H_2O 90cc.

(Photo. 1(b)). 極大応力近傍のひずみ量 (本論文ではひずみ量 ϵ はすべて真ひずみで表示してある.) の変形では Photo. 1(c) に示すように細かい動的再結晶粒の生成が開始している。動的再結晶粒は γ 粒界に優先的に生

成する傾向がある。 ϵ が増すにつれ動的再結晶が進行し、ついには全面が動的再結晶粒によりおきかわる (Photo. 1(d))。一度動的再結晶粒におきかわった後は、 ϵ が増しても Photo. 1(e) に示すように変形組織や γ



(a) $T=800^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$, $\epsilon=0.42$ (unrecrystallized)
 (b) $T=1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$, $\epsilon=0.50$ (partially dynamically recrystallized)
 (c) $T=1000^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-2}\text{s}^{-1}$, $\epsilon=0.45$ (dynamically recrystallized)

Photo. 3. Optical micrographs of 18 Ni maraging steel ($D_0=193\ \mu\text{m}$) deformed to strain of about 0.5 under different deformation conditions, followed by quenching. Electrolytic etching with CrO_3 10g + H_2O 90cc.

粒径にほとんど変化がみられない。この段階では、変形中に動的再結晶が繰り返しておこっており、組織的に一種のバランスが保たれている状態であると考えられている。

Photo. 2 は マルエージ鋼を 1200°C , $1.7\times 10^{-1}\text{s}^{-1}$ の条件で変形したときの γ の動的再結晶の進行状態を示すもので、旧 γ 粒界を現出させた光顕組織写真である。マルエージ鋼の場合、室温では α' 組織であるが、旧 γ 粒界を観察することにより高温変形時の γ の組織変化がわかる。ステンレス鋼と同様に、 ϵ の増大とともに動的再結晶が進行している。なお、Photo. 2(b) に示したように変形初期に γ 粒の一部が著しく粗大化する現象がみられる。このような粗大粒の出現はステンレス鋼においても認められた。動的再結晶粒の生成過程ならびに組織の特徴の詳細については別に報告する¹¹⁾。

Photo. 1, 2 から明らかなように、動的再結晶がおこるためにはある臨界のひずみ量が必要である。動的再結晶がおこるような変形条件下でも、臨界のひずみ量以下の加工では未再結晶（加工硬化）状態であり、単純に温度およびひずみ速度のみで動的再結晶の出現条件を決定することはできない。それゆえ、鋼種や初期粒径が異なる場合に、動的再結晶出現の難易を温度とひずみ速度の組み合わせで比較しようとする場合には、同じ程度のひずみ量で比較せねばならない。

そこで本研究では、各試料を種々な変形条件下で真ひずみ量約 0.5 とほぼ同じ量の変形を与えた後急冷し、組織観察をおこない^{**}、それらをもとに動的再結晶出現の

難易を比較した。Photo. 3 はマルエージ鋼を異なる変形条件で $\epsilon=0.5$ の変形後、急冷により得られた代表的な光顕組織である。Photo. 3(a) は変形前の γ 粒 (Photo. 2(a)) が変形により伸長した未再結晶組織であり、Photo. 3(b), (c) はそれぞれ部分的動的再結晶組織および完全動的再結晶組織である。

Photo. 3 のような組織観察をもとに、本研究でおこなったすべての T と $\dot{\epsilon}$ の組み合わせからなる変形条件下 (ϵ は約 0.5 と一定) での動的再結晶の出現の様相をまとめたのが Table 2 である。図中、○印は完全動的再結晶組織、△印は部分的動的再結晶組織、×印は未再結晶組織の場合を示す。この表よりわかることを列挙すると次のようになる。

Table 2. Summary of deformation structure in 18-8 stainless steel and 18 Ni maraging steel deformed to strain of about 0.5 under various deformation conditions composed of different T and $\dot{\epsilon}$. D_0 : initial austenite grain size.

			at $\epsilon = 0.5$			
	D_0	$T(^{\circ}\text{C})$	$\dot{\epsilon}(\text{s}^{-1})$	1.7×10^{-3}	1.7×10^{-2}	1.7×10^{-1}
18-8 Stainless steel	250 μm (1300 $^{\circ}\text{C}$, 30 min.)	1200	○	○	△	
		1100	△	△	X	
		1000	X	X	X	
	150 μm (1250 $^{\circ}\text{C}$, 30 min.)	1200	○	○	○	
		1100	○	○	△	
		1000	△	X	X	
	76 μm (1200 $^{\circ}\text{C}$, 15 min.)	1200	○	○	○	
		1100	○	○	○	
		1000	○	△	△	
18Ni Maraging steel	193 μm (1200 $^{\circ}\text{C}$, 1 min.)	1200	○	○	○	
		1100	○	○	○	
		1000	○	○	△	
		900	△	△	X	
		800	△	X	X	

○: Completely dynamically recrystallized
 △: Partially dynamically recrystallized
 ×: Unrecrystallized

** 本論文での真ひずみは、引張変形中に生じる試験片の断面減少が均一であると仮定して求めたものである。実際には、 ϵ が約 0.3 まではほぼ均一変形をするが、それ以上のひずみになると極部的なくびれがおこる。それゆえ、くびれた部分の真ひずみ量はここで表示されている値より大きい。ただし、本研究での組織観察は試片の最もくびれた部分から少しはなれた領域で行っており、観察された組織は表示された ϵ にほぼ等しいひずみ量に対応した組織とみなせる。

(1) 両鋼種とも適当な変形条件下で動的再結晶がおこる。動的再結晶は加工温度が高くなるほど、もしくはひずみ速度が小さくなるほどおこりやすい。

(2) ステンレス鋼でみられるように、 γ 初期粒径 D_0 が小さいほど動的再結晶のおこる変形条件範囲が広がる(より低温もしくは、より高ひずみ速度でも動的再結晶がおこる)、つまり動的再結晶がおこりやすくなる傾向がある。

(3) ステンレス鋼とマルエージ鋼とでは動的再結晶のおこりやすさが異なる。 D_0 がほぼ等しい、ステンレス鋼の $D_0=150\mu\text{m}$ 材とマルエージ鋼 ($D_0=193\mu\text{m}$) の結果を比較すれば分かるように、ステンレス鋼の方が動的再結晶のおこる変形条件が狭く、動的再結晶がおこりにくい。

Table 2 のように、 T と $\dot{\epsilon}$ が種々に組み合わさった変形条件を表示するのに、温度補償ひずみ速度である Zener-Hollomon 因子 $Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT))$ は便利であり、しばしば用いられる。 Z の算出には Q の値が必要であるが、これは高温変形のためのみかけの活性化エネルギーであり、動的再結晶がおこるときの真応力-真ひずみ曲線に現れる極大応力 σ_M (または定常変形応力 σ_s) と T 、 $\dot{\epsilon}$ の間の関係式 $\dot{\epsilon} = A \sigma_M^n \exp(-Q/RT)$ 中の Q に対応する。本研究により得られた種々な T 、 $\dot{\epsilon}$ 下での σ_M の値をもとに決定した Q の値はステンレス鋼で 104 kcal/mol、マルエージ鋼で 79 kcal/mol であった。Fig. 3 は両鋼についての σ_M と Z の関係を示したもので、いずれも $Z = A \sigma_M^n$ なる関係がほぼ成立しているのがわかる。なお、応力指数 n はステンレス鋼で 4.6、マルエージ鋼で 4.5 とほぼ同じ値を示した。

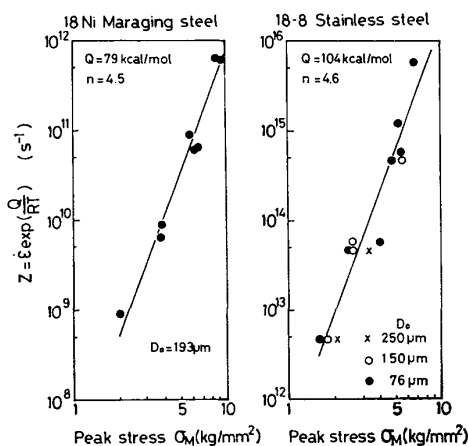


Fig. 3. Relationship between flow peak stress due to dynamic recrystallization (σ_M) and Zener-Hollomon parameter (Z) in 18-8 stainless steel and 18 Ni maraging steel.

Fig. 4 および Fig. 5 は変形条件 Z とひずみ量 ϵ によって高温加工組織がどのように変化するかを組織観察をもとにまとめた図である。ある一定の Z では、 ϵ が増すにつれて未再結晶 $\rightarrow$ 部分的動的再結晶 $\rightarrow$ 完全動的再結晶へと変化する。この変化は Photo. 1, 2 に示した組織変化と対応している。完全動的再結晶組織を得るに必要な ϵ は Z とともに大きくなる。逆に、 ϵ を一定にした場

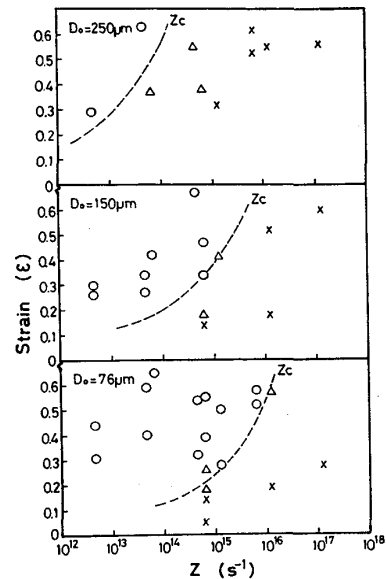


Fig. 4. Relationship between high temperature deformation structure of austenite and deformation conditions (Z and ϵ) in 18-8 stainless steel with different initial austenite grain size (D_0).

O : completely dynamically recrystallized,
 $\triangle$: partially dynamically recrystallized and
 $\times$: unrecrystallized austenite. Z_c (the upper critical Z for obtaining the dynamically recrystallized austenite) depends on D_0 and ϵ .

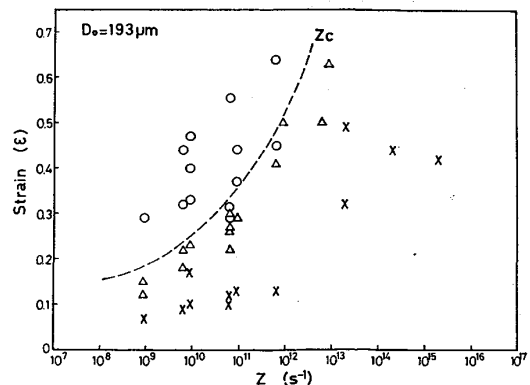


Fig. 5. Relationship between high temperature deformation structure of austenite and deformation conditions (Z and ϵ) in 18 Ni maraging steel. O, $\triangle$, $\times$ indicate the same meaning as in Fig. 4.

合、得られる組織は Z が大きくなるにつれて動的再結晶→部分的動的再結晶→未再結晶組織へと変化する。このように、ある Z 以上になると動的再結晶組織が得られなくなるわけで、完全動的再結晶のおこる上限の臨界の Z の値 Z_c は ϵ が大きくなるほど大きい。 Z_c の値はひずみ量により変化することに留意せねばならない。なお、Fig. 4に示したように D_0 が小さくなるほど動的再結晶のおこる変形条件範囲が広がる。つまり、 D_0 が小さいほど、同じ変形条件 Z ならより低 ϵ で、また同じ ϵ ならより高 Z で動的再結晶組織が得られる。

3.2 動的再結晶粒径におよぼす変形因子 (T , $\dot{\epsilon}$, ϵ) および初期粒径の影響

Photo. 1(d), (e) や Photo. 2(d), (e) に示したように、全面が動的再結晶粒によりおきかわつた後は、さらに変形が進んでも同様な組織を呈する。それゆえ、動的再結晶粒径はひずみ量 ϵ の関数ではなく、変形条件 Z によつてある決つた粒径となる。

Photo. 4は初期粒径 D_0 が異なるステンレス鋼を同一変形条件 ($T=1200^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$; $Z=4.6\times 10^{12}\text{ s}^{-1}$) で動的再結晶をおこさせたときの光顕組織であ

る。動的再結晶粒径は D_0 の相違にもかかわらずいずれも極めて類似している。つまり、動的再結晶粒径 $\bar{D}$ は D_0 には依存せず、同じ変形条件ならある決まつた粒径となる。このように、動的再結晶粒径は ϵ や D_0 には影響をうけず、変形条件 Z のみにより一義的に決定されることはすでにNi, Cuおよび炭素鋼などの研究で報告されており^{3)~5) 12)~16)}、本研究に用いたような高合金鋼においても同じ傾向を示すことが確認された。

Photo. 5は $D_0=76\mu\text{m}$ のステンレス鋼について Z の異なる種々な変形条件で生じた動的再結晶組織である。 Z が大きくなるほど $\bar{D}$ が小さくなつていく。 T と $\dot{\epsilon}$ の組み合わせが異なつても Z が同じならほぼ同じ $\bar{D}$ が得られることは、Photo. 1(d), (e) ($D_0=150\mu\text{m}$, $T=1100^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$; $Z=6.1\times 10^{14}\text{ s}^{-1}$) と Photo. 5(b) ($D_0=76\mu\text{m}$, $T=1200^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$; $Z=4.6\times 10^{14}\text{ s}^{-1}$) が類似した組織を呈していることから明らかである。

ステンレス鋼およびマルエージ鋼において動的再結晶粒径 $\bar{D}$ と Z の関係を両対数プロットで整理したのがFig. 6である。両鋼種ともほぼ直線関係が成り立ち、す

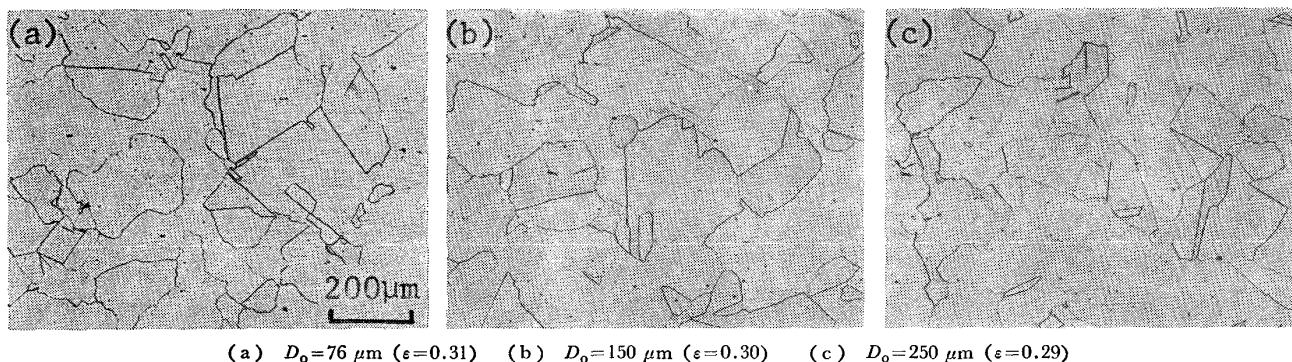


Photo. 4. Optical micrographs of dynamically recrystallized austenite formed under the same deformation condition ($T=1200^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=1.7\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$; $Z=4.6\times 10^{12}\text{ s}^{-1}$) in 18-8 stainless steel with different initial austenite grain size (D_0). Etchant; HF 2 : HNO_3 1 : Glycerin 2.

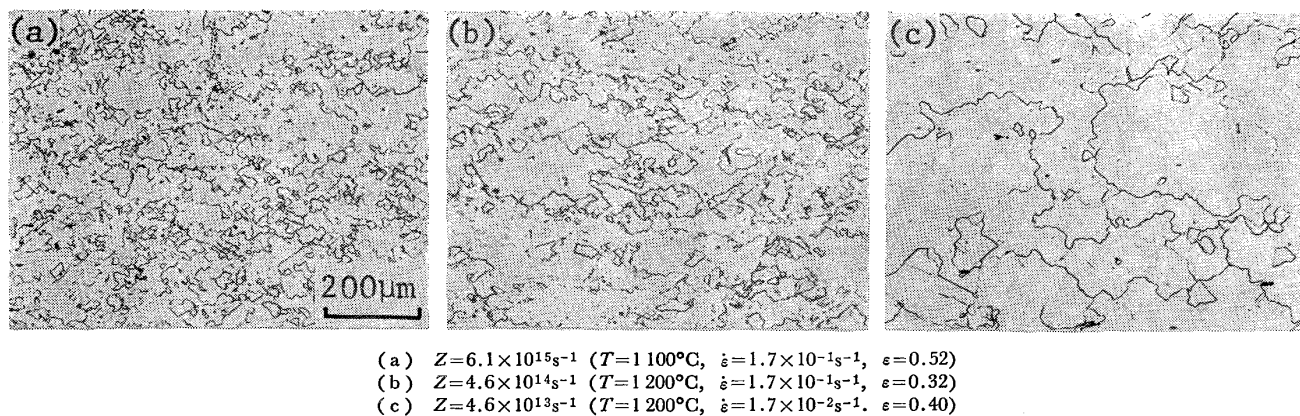


Photo. 5. Optical micrographs of dynamically recrystallized austenite for $D_0=76\mu\text{m}$ under the different deformation conditions Z in 18-8 stainless steel. Etchant; HF 2 : HNO_3 1 : Glycerin 2.

でに報告がある⁴⁾¹⁶⁾ $Z = A \bar{D}^{-M}$ なる関係が認められた。 M の値は両鋼種とも2.4であつた。ステンレス鋼でみられるように $\bar{D}$ は D_0 が変化してもほぼ同じ直線上にあり、 D_0 にはほとんど影響をうけない。なお、この図で注意せねばならぬことは、ステンレス鋼とマルエージ鋼で動的再結晶のおこる Z の範囲が大きく異なっているのは単に Z の算出に必要な Q の値が前述したように両鋼種で異なるためであり、動的再結晶のおこる変形条件が大きく異なることを意味するものではない。参考のために、図の上段に両鋼種の各 Z に対応する T と $\dot{\epsilon}$ の組み合わせを示す。

3.3 動的再結晶組織の室温硬さ

Fig. 7はステンレス鋼において、 Z の異なる変形条件で生成した動的再結晶 γ の室温硬さとその粒径 $\bar{D}$ の関係を示す。この図には比較のために冷間加工材を種々な温度で加熱保持して γ 粒径を変化させた溶体化 γ の硬さを示してある。動的再結晶 γ 、溶体化 γ いずれの場合も粒径が小さくなるほど硬さは上昇しているが、動的再結晶 γ の方がいずれの粒径においても溶体化 γ に比べて硬さ

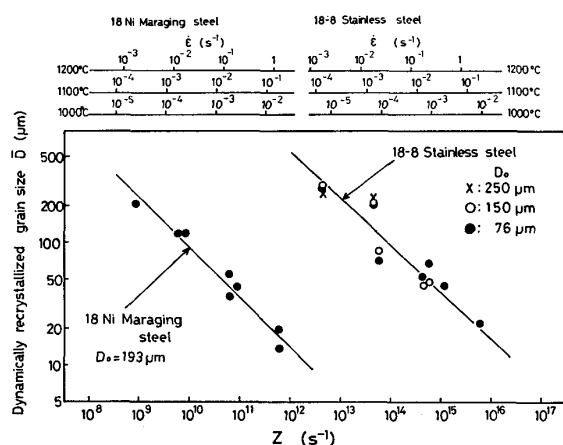


Fig. 6. Relationship between dynamically recrystallized grain size of austenite ($\bar{D}$) and Zener-Hollomon parameter (Z) in 18-8 stainless steel and 18 Ni maraging steel.

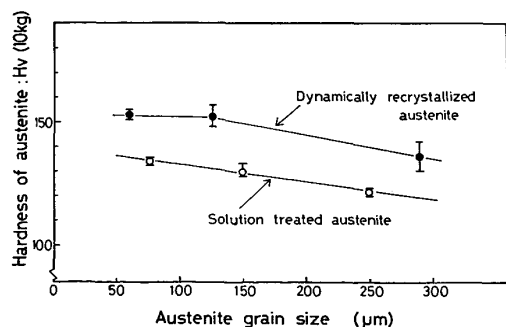


Fig. 7. Comparison of hardness of the dynamically recrystallized austenite and the solution-treated austenite in 18-8 stainless steel.

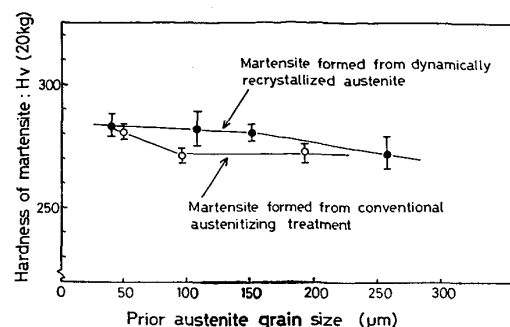


Fig. 8. Comparison of hardness of martensites formed from dynamically recrystallized austenite and formed from conventional austenitizing treatment in 18 Ni maraging steel.

が大きい (H_v 約 20 の上昇.)

Fig. 8はマルエージ鋼において、種々の Z 下で生じた動的再結晶 γ から生成した α' の硬さを旧 γ 粒径(動的再結晶 γ 粒径)で整理したものである。この図にも、Fig. 7と同様に比較のために通常の γ 化処理で旧 γ 粒径を変化させたときの結果をも示してある。マルエージ鋼の場合も動的再結晶 γ から生成した α' の方が、溶体化 γ から生成した場合より少し硬い傾向を示すが、ステンレス鋼の γ の硬さ上昇(Fig. 7)に比べるとその上昇量は小さい。

4. 考 察

4.1 動的再結晶のおこる変形条件

実際の熱間加工時に動的再結晶がおこるか否かは、鋼の組織改善を指向する際にも、熱間加工性や熱間変形抵抗を検討する際にも常に留意せねばならない重要な点である。つまり、動的再結晶は鋼の熱間変形挙動を考える際のひとつの基準となるもので、その出現する変形条件を種々な鋼について明確にしておく必要がある。本研究では、18-8 ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼の動的再結晶がおこる変形条件を Fig. 4, 5 のように T , $\dot{\epsilon}$, ϵ の3つの因子の関係として明確にした。従来の報告では、動的再結晶の出現条件を T と $\dot{\epsilon}$ の組み合わせからなる Z のみで議論したものが多く、動的再結晶のおこる上限の Z の値 Z_c はその材料に固有のものであるかのような印象をうける場合があるが、 Z_c は Fig. 4, 5 に示したように ϵ によつても変化することに留意せねばならない。動的再結晶の出現条件を Z と ϵ の関係から把握する必要がある。Fig. 4, 5 のような変形条件-変形組織図は、 $\dot{\epsilon}$ や ϵ が異なる種々な熱間加工法における、種々な温度での熱間加工組織を推測するうえで有効であろう。

動的再結晶の出現におよぼす材料因子として初期粒径は重要であり、同じ Z の変形条件下では D_0 が小さくなるほど低 ϵ で動的再結晶がおこるようになることはすでに指摘されている⁵⁾⁹⁾¹⁴⁾¹⁷⁾。本研究においても、Fig. 4 に示したように同様の傾向が確認された。

従来、主に非鉄金属、合金の結果から積層欠陥エネルギー (SFE) が小さいほど動的再結晶はおこりやすくなる、と一般に考えられている¹²⁾¹⁸⁾。Cr は γ の SFE を著しく低下させる元素であり¹⁹⁾、18-8 ステンレス鋼の γ の SFE は 18Ni マルエージ鋼に比べ小さいと思われるので、従来の考えによればステンレス鋼の方が動的再結晶がおこりやすい傾向が予測される。しかし、実際には Table 2 などから分かるようにステンレス鋼の方が動的再結晶はおこりにくい傾向にあつた。それゆえ、少なくとも本研究に用いたような高合金鋼では、SFE はそれほど大きな因子とは考えられない。Fe-Cr-Ni 合金の方が Fe-Ni 合金に比べ動的再結晶がおこりにくいことは、すでに HONEYCOMBE ら²⁰⁾および著者ら²¹⁾によつて報告されており、Cr の多量の添加は動的再結晶をおくらせる作用をもつことは明らかである。動的再結晶挙動は、その生成過程の kinetics や組織変化などで通常の静的再結晶と類似した点が多く¹¹⁾²²⁾、動的再結晶の出現の難易はほぼ静的再結晶でのそれと対応しているとみなしてよいであろう。 γ 系 Fe-Cr-Ni 合金の静的再結晶は Cr 量の増加により大きく遅らせられ、Ni 量によつてはほとんど変化がないことが知られている²³⁾。

4.2 動的再結晶による γ 粒微細化効果

動的再結晶粒径 $\bar{D}$ は変形条件 Z によつて一義的に決まり、 D_0 には依存せず (Photo. 4)、また動的再結晶組織となる臨界のひずみ量以上では ϵ によつても $\bar{D}$ は変化しない (Photo. 1, 2) のが特徴である。 $\bar{D}$ は高 Z になるほど小さくなる。 $\bar{D}$ と Z の間には、 $\log \bar{D}$ と $\log Z$ が直線関係になるという報告⁵⁾¹⁶⁾と $\bar{D}^{-1}$ と $\log Z$ が直線関係になるという報告³⁾¹⁵⁾²⁴⁾がある。本研究の結果は、Fig. 6 に示したように両鋼種とも前者の関係がほぼ成り立ち、後者の関係つまり $\bar{D}^{-1}$ と $\log Z$ の間にはよい直線関係は得られなかつた。

動的再結晶により γ の微細化を計ろうとする場合の唯一の要点は、できるだけ高 Z の変形条件で熱間加工することである。ただし、前述したように動的再結晶の出現には臨界の上限の Z (Z_0) が存在し、それ以上の Z での変形条件下では動的再結晶組織が得られないという制限がある。それゆえ、より微細な $\bar{D}$ を得るには、できるだけ Z_0 が大きくなるようにすることが必要である。本研究においておこなつた実験範囲内で得られた最も微細な

$\bar{D}$ は、ステンレス鋼で 22 μm 、マルエージ鋼で 14 μm であつた。しかし、 ϵ をより大きくしたり D_0 を小さくして、より高 Z で動的再結晶をおこさせるようにすれば、さらに細かい γ 粒が得られる可能性がある。

D_0 は Z_0 に影響をおよぼすが動的再結晶粒径 $\bar{D}$ には影響をあたえず、 $\bar{D}$ は Z のみにより一義的にきまるといふ特性を利用することにより、 D_0 が粗大な場合においても数回にわたる熱間加工工程の加工温度やひずみ速度を適切に制御することにより、最終的には微細粒を得ることができる可能性を含んでいる。つまり、粗大 D_0 材では、最初から高 Z での変形 (低温又は高 ϵ での加工) では動的再結晶がおこりにくいが、このような場合でも1回目の加工を低 Z (高温又は低 ϵ) でおこない動的再結晶をおこさせて、やや細かい γ 粒にするとその結果として Z_0 が大きくなり、より高 Z 加工でも動的再結晶がおこり得るようになる。このように順次適当に加工温度やひずみ速度を変化させることにより、 $\bar{D}$ を小さくしていくことができるであろう。

γ の動的再結晶粒径 $\bar{D}$ におよぼす合金元素の影響についてはほとんど明らかでない。実際的には、鋼種によりある同じ T と ϵ の組み合わせの変形条件下で (鋼種により Q が異なるため、同じ T と ϵ の組み合わせでも Fig. 6 に示したように Z は異なつた値となるので、 Z で比較するとわかりにくくなる。) $\bar{D}$ がどのように変化するかを明らかにすることが必要である。Fig. 9 は Fig. 6 に示した実測値から得られた直線をもとにして、1100°C、 $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の変形条件で生成する γ の動的再結晶粒径をステンレス鋼、マルエージ鋼について示したものである。両鋼種はほとんど同じ値を示している。図には比較のために作井ら⁵⁾による 0.16% C 鋼のデータをもと

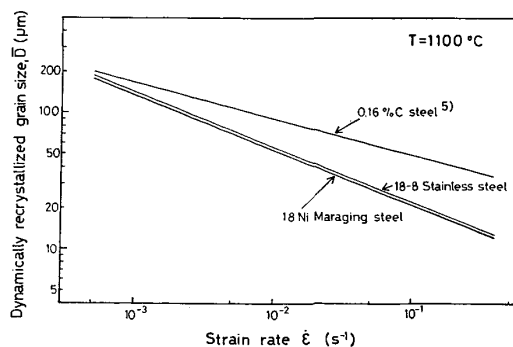


Fig. 9. Comparison of dynamically recrystallized grain size of austenite ($\bar{D}$) in 18-8 stainless steel, 18 Ni maraging steel and 0.16% C steel deformed at 1100°C and strain rate of $10^{-3} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Data of 0.16% C steel were estimated from the results by SAKAI and SAKAI⁵⁾.

に同じ変形条件下で予想される $\bar{D}$ も示してある。同じ変形条件下では、ステンレス鋼やマルエージ鋼の方が炭素鋼に比べ全体的に $\bar{D}$ が小さい傾向にあり、このような高合金鋼は炭素鋼よりも一般に細かい動的再結晶粒が得られる（同じ変形条件下で）といえそうである。ただし、低 $\dot{\epsilon}$ （つまり低 Z ）になるとその差は小さくなる傾向がみられるので、この点に関しては今後さらに詳細に検討する必要がある。

4.3 動的再結晶による強化作用

動的再結晶組織は変形と再結晶が同時におこっている一種の加工組織であるため、下部組織としてセル状転位組織をもつ^{12) 13) 24) 25)}。このような下部組織のために、動的再結晶組織は通常の溶体化材よりも室温での硬さが大きいことが Ni や Cu において報告されている^{13) 24)}が、鉄鋼材料についての報告はほとんどない。

本研究の結果、Fig. 7 に示したようにステンレス鋼の動的再結晶 γ は溶体化 γ に比べて室温硬さが大きく、転位下部組織による強化作用があることが認められた。しかし、その上昇量は H_v 約 20 でありそれほど大きくはない。ちなみに、18-8 ステンレス鋼の溶体化材の冷間圧延による硬さ変化を測定すると、10% 圧延で H_v 約 60、20% 圧延で H_v 約 130 の硬さ上昇であつた。それゆえ、動的再結晶による硬さ上昇量 H_v 約 20 は、冷間圧延ではたかだか 5% 程度の圧延加工に匹敵するわけで、動的再結晶による加工組織としての強化作用はそれほど大きくはなさそうである。大内ら⁸⁾ も同様に 18-8 ステンレス鋼において動的再結晶による強化作用は大きくないことを指摘している。

18Ni マルエージ鋼の場合、動的再結晶 γ から生成した α' の硬さは通常の γ 処理による α' の硬さと比べ、上昇量は H_v 5~10 とわずかであり、 γ の動的再結晶による α' の強化作用は小さかつた。つまり、マルエージ鋼の場合、たとえ動的再結晶により γ の硬さ上昇がステンレス鋼と同程度 (H_v 約 20) であつたとしても、その硬化量が α' には有効にうけつがれないようである。これは γ の加工による硬化が有効に α' に受けつがれるためには炭素の存在が必要であるというオースフォージングの結果²⁶⁾と一致しているようである。それゆえ、 γ の動的再結晶によりそれから生じる α' の強化をすこしでも計ろうとする場合には、ある程度の炭素を含むことが必要と思われるが、この点は今後の検討課題である。

5. 結 論

18-8 ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼につい

て、 γ の動的再結晶挙動、動的再結晶による結晶粒微細化効果ならびに強化作用について研究した。その主な結果を要約すれば次のとおりである。

1) 両鋼種とも適当な変形条件下で γ の動的再結晶がおこる。動的再結晶は加工温度 (T) が高くなるほど、ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) が小さくなるほど、または加工度 (ϵ) が大きくなるほど、さらに初期粒径 (D_0) が小さいほどおこりやすくなる。本研究では、動的再結晶のおこる変形条件を T 、 $\dot{\epsilon}$ 、 ϵ の 3 つの因子の観点から明らかにし、これらによぼす γ 初期粒径の影響を明らかにした。変形条件 T と $\dot{\epsilon}$ を $Z (= \dot{\epsilon} \exp(Q/RT))$ で表示すると、動的再結晶はある臨界の Z_c 以下の条件でしかおこらない。 Z_c は ϵ が大きくなるほど、もしくは D_0 が小さいほど大きくなる。

2) 18-8 ステンレス鋼の方が 18Ni マルエージ鋼より動的再結晶がおこりにくく、Cr の添加は動的再結晶出現を抑制させる作用をもつようである。

3) 動的再結晶粒径 ($\bar{D}$) は変形条件 Z のみにより一義的に決まり、 ϵ や D_0 には依存しないという従来の報告が両鋼種についても確認された。 $\bar{D}$ は Z の増大とともに小さくなる。

4) 18-8 ステンレス鋼において動的再結晶 γ は溶体化 γ に比べて硬さは大きく、転位下部組織による強化作用は認められるが、その硬さ上昇量は H_v 約 20 であり、それほど大きくない。18Ni マルエージ鋼の場合、動的再結晶 γ から生成した α' の硬さは、通常の γ 処理から生成した α' に比べわずかの上昇 (H_v 5~10) を示すのみであり、 γ の動的再結晶による α' への強化作用はあまり認められなかつた。

終わりに、本研究は文部省科学研究費補助金 (昭和 52 年度一般研究 A および昭和 54 年度総合研究 A) によつたことを付記し謝意を表する。

文 献

- 1) R. A. P. Djaic and J. J. Jonas: JISI, 210 (1972), p. 256
- 2) C. M. Sellars and W. J. McG. Tegart: Int. Met. Rev., 17 (1972), p. 1
- 3) 中村正久, 植木正憲: 材料, 23 (1974), p. 182
- 4) 作井誠太, 酒井拓, 武石和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 856
- 5) 作井誠太, 酒井拓: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 285
- 6) H. J. McQueen, R. Petkovic, H. Weiss, and L. G. Hinton: Hot Deformation of Austenite. ed. by J. B. Ballance, AIME (1977), p. 113
- 7) 石黒徹, 大西敬三: 鉄と鋼, 65 (1979), S 469
- 8) 大北智良, 大内千秋: 鉄と鋼, 65 (1979),

- S 877
- 9) W. ROBERTS, H. BODEN, and B. AHLBLOM: Metal Sci., 13 (1979), p. 195
 - 10) D. R. BARRACLOUGH and C. M. SELLARS: Metal Sci., 13 (1979), p. 257
 - 11) 牧 正志, 吉岡 剛, 田村今男: 日本金属学会誌 投稿予定
 - 12) H. J. McQUEEN and J. J. JONAS: Plastic Deformation of Metals. ed. by R. J. ARSENAULT, (1975), p. 393 [Academic press, New York]
 - 13) 酒井 拓: 日本金属学会会報, 17 (1978), p.195
 - 14) J. P. SAH, G. J. RICHARDSON, and C. M. SELLARS: Metal Sci., 8 (1974), p. 325
 - 15) 植木正憲, 中村正久: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 50
 - 16) W. ROBERTS and B. AHLBLOM: Acta Met., 26 (1978), p. 801
 - 17) 大北智良, 大内千秋: 鉄と鋼, 64 (1978), S 19
 - 18) K. J. GARDNER and R. GRIMES: Metal Sci., 13 (1979), p. 216
 - 19) J. F. BREEDIS: Trans. AIME, 230 (1964), p. 1583
 - 20) R. W. K. HONEYCOMBE and R. W. PETHEN: J. Less-Common Met., 28 (1972), p. 201
 - 21) 田村今男, 牧 正志, 後藤裕規, 吉岡 剛: 学振耐熱金属材料第 123 委研究報告, 19 (1978), 3, p. 339
 - 22) 古林英一: 「鉄鋼の高温変形挙動」鉄鋼基礎共同研究会 高温変形部会シンポジウム(1979), p. 37 日本鉄鋼協会
 - 23) 荒木弘安, 谷川久男, 藤村全戒: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 73
 - 24) H. J. McQUEEN and S. BERGERSON: Metal Sci. J., 6 (1972), p. 25
 - 25) M. J. LUTON and C. M. SELLARS: Acta Met., 17 (1969), p. 1033
 - 26) 田村今男, 吉村博文, 茨木正雄, 多賀谷正義: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 206