

準安定オーステナイト系ステンレス鋼における加工誘起マルテンサイトの逆変態機構

富村 宏紀*・高木 節雄*²・徳永 洋一*²

Reversion Process of Deformation Induced Martensite to Austenite in Metastable Austenitic Stainless Steels

Kouki TOMIMURA, Setsuo TAKAKI and Youichi TOKUNAGA

Synopsis :

The reversion process of martensite (α') to austenite (γ) was investigated using 15.62%Cr-9.83%Ni (16-10) and 17.62%Cr-8.78%Ni(18-9) steels with metastable austenitic structure by means of transmission electron microscopy and magnetic analysis. The steels used almost transform to lath α' from γ by 90% cold rolling, and reverse to γ again by the following annealing at temperature above about 900 K. But, the reversion processes are greatly different in the two steels. The difference is clear for 923 K isothermal annealing after 90% cold rolling. The results are as follows :

(1) For 16-10 steel, α' reverses to γ during heating up to 923 K by a martensitic shear transformation. The γ structure contains high density of dislocations and traces of α' block which was induced by cold rolling. During annealing at 923 K, the reversed γ is refined to 0.5 μ m in grain size by a recovery process, that is, the formation of dislocation cells and subgrains.

(2) For 18-9 steel, α' reverses to γ during annealing at 923 K by a diffusional nucleation-growth process.

(3) The reversion process of α' to γ is greatly dependent on the composition of steels and annealing temperature. The increase in Cr content and the decrease in Ni content lead to the increase in martensitic shear transformation temperature, resulting in an occurrence of a diffusional nucleation-growth process.

Key words : austenitic stainless steel ; martensitic reversion ; diffusional reversion ; recovery ; subgrain ; recrystallization ; ultra fine grain structure.

1. 緒 言

マルテンサイト (α') からオーステナイト (γ) への逆変態挙動については、組織を制御し機械的性質を改善する目的で多くの研究がなされている。なかでも Fe-Ni 合金¹⁾²⁾, Fe-Ni-C 合金³⁾⁴⁾, Ni マルエージ鋼⁵⁾ は martensitic なせん断型逆変態が起こる代表的な鋼種であり, athermal な変態で生じた α' 相を逆変態させて得られる γ 相については、内部に多量の格子欠陥を含むため旧 γ 相より強度が高い^{6)~8)}, 方位関係が旧 γ 相に一致している⁹⁾, γ 粒内に旧 α' 相の痕跡が認められることが多い¹⁰⁾¹¹⁾, 粒界は旧 γ 粒界を受け継いでいるなどの特徴が指摘されている。また、せん断型逆変態で生じた γ では、内部組織が加工された γ に類似しており、高温域に加熱すると回復・再結晶が起こるが、鋼種によつ

ては結晶粒の微細化効果が現れる場合¹²⁾¹³⁾ と現れない場合¹¹⁾ とが報告されている。また、C を含む鋼種では、かなりの急速加熱を施さない限り、炭化物が析出して A_s 点が増大し、そのため核形成-成長による拡散型逆変態が起こりやすくなることも指摘されている⁴⁾。同様に Ni マルエージング鋼をゆつくり加熱した場合、途中で合金元素が α 相と γ 相に再分配し、その後の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に影響を及ぼす⁵⁾ ことも報告されている。

一方、準安定 γ 系ステンレス鋼において、サブゼロ処理または加工で α' 相を導入した ($\alpha' + \gamma$) 2 相鋼で、同様なせん断型 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が起こることも知られているが^{14)~19)}, Fe-Ni 合金と比べて逆変態が高温側で進行するため、一部では拡散型逆変態も起こると言われている¹⁵⁾。このように準安定 γ 系ステンレス鋼においては、化学成分や逆変態処理条件によつて $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 6 月 15 日受付 (Received June 15, 1987)

* 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

*² 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical composition and Ni-equivalent of steels used.

Steels	(mass%)				Ni _{eq}
	Cr	Ni	Others		
16-10	15.62	9.83	C < 0.005	N < 0.005	15.3
18-9	17.62	8.78	Si < 0.1	Mn < 0.1	14.9

* Ni_{eq} = Ni + 0.35 Cr

が異なる可能性もある。また、加工率の増加に伴い逆変態 γ の形態が変化し、とくにあらかじめ強加工を施した場合には、0.5 μm 程度の超微細粒 γ 組織が得られることも確認されている²⁰⁾²¹⁾。

そこで本研究は、90% 程度の強加工でほぼ α' 単相となる2鋼種の準安定 γ 系ステンレス鋼を用いて、その $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構を解明することを目的として行った。

2. 供試材および実験方法

本研究では、Fe-Cr-Ni合金において90%強加工によりほぼ α' 単相となり²⁰⁾、加工に対する γ の安定度もほぼ等しく、かつCr, Ni量が若干異なる準安定 γ 系の2鋼種を選定した。Table 1にその化学成分ならびに強加工した場合の γ の安定度を表すNi当量²²⁾(=Ni+0.35Cr:質量%)を示す。以下、両鋼種は表中のCr, Niの質量%によつて16-10鋼および18-9鋼として表示する。

試料は電解鉄、電解ニッケル、金属クロムを配合し、約0.1 Paの高周波真空溶解炉で1.5 kg溶製し、30 mm × 50 mm × 100 mm金型に铸造した。その鋼塊を1523 Kで18 ks均質化焼鈍後、1323 Kで圧下率70%以上の熱間圧延を行い、10 mm厚さの素材を得た。さらに所定の寸法まで冷延したのち、1373 K-1.8 ksの溶体化処理後空冷して各種試験に供した。また、逆変態処理は塩浴炉を用いた急速加熱で行った。加熱速度は約300 K/sである。

試料の α' 量は、その飽和磁化から測定した²²⁾。電顕観察用試料はH₂SO₄ 20%、エチルアルコール40%、メチルアルコール40%の電解液を用い、ジェット研磨法で作製し、1000 kV超高压電顕にて観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 加工誘起マルテンサイトの変態挙動ならびにその形態

準安定 γ 系ステンレス鋼で $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態を利用して γ 粒を微細化するには、まず室温での強加工でほぼ α' 単相となることが前提条件である²⁰⁾。

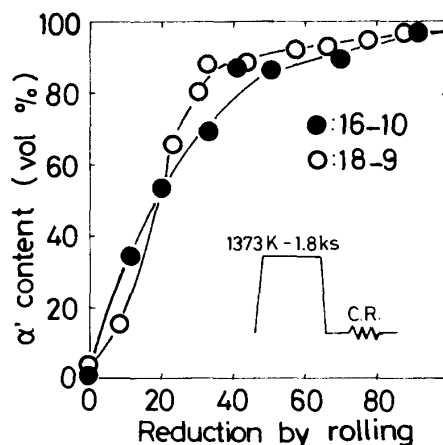


Fig. 1. Relation between reduction by cold rolling and deformation induced martensite content in 16-10 and 18-9 steels.

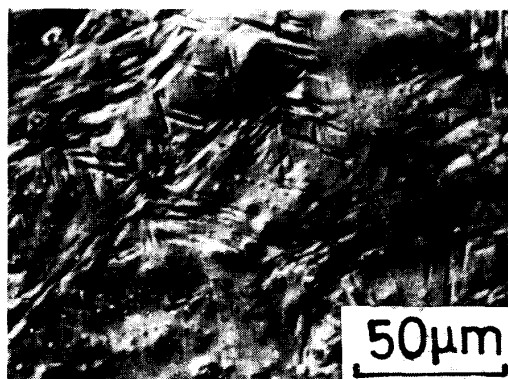


Photo. 1. Deformation induced martensite in 16-10 steel with 10% cold rolling; with a differential interference polarizing microscopy.

Fig. 1は、溶体化空冷後 γ 単相が得られる両鋼種を室温で冷延したときの加工率(断面減少率)と加工誘起 α' 量の関係を示す。いずれも、加工率40~50%で90%程度の α' 相が誘起され、それ以上の加工率では α' 量の増加は飽和し、主として α' 相の状態が加工が加わっていることがわかる。また、このような α' 量の増加挙動は両鋼種ともほぼ同一であるので、Table 1に用いたNi当量により加工に対する安定度を評価し得ることも再確認できる。

Photo. 1は溶体化処理した16-10鋼を電顕研磨したのち、10%引張変形した試料表面の光顕組織を示す。加工により誘起された α' 相は、幅数 μm ・長さ10~20 μm の針状組織を一つの組織単位として形成されており、これらは幅0.2 μm 程度のラスがいくつか集まったブロックに相当することを電顕観察で確認している²³⁾。このブロックは複雑かつ微細にからみあつた状態で存在しており、高炭素鋼で現れる α' 相の形態²⁴⁾に類似し

ている。なお、18-9 鋼の場合も同様な組織が観察され、両鋼種の加工誘起 α' の形態には差異が認められなかった。

3.2 加工誘起マルテンサイトの逆変態挙動

Fig. 2 は室温で 90% の冷延を施してほぼ α' 単相を得たのち、塩浴炉に投入して種々の温度でそれぞれ 10 s, 0.6 ks および 60 ks 保持後、空冷した両試料について焼鈍温度と α' 量の関係を示す。まず、短時間の 10 s 保持では、16-10 鋼において 770~870 K の温度域で急激に $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が進行しているのに比べ、18-9 鋼の変化は遅く、両鋼種の逆変態挙動に大きな差異がある。18-9 鋼では、いずれの保持時間でも逆変態が起こる温度域は 16-10 鋼の場合より高温側に位置しており、保持時間が長くなると逆変態曲線が全体的に低温側へ移行する傾向にある。これに対して、16-10 鋼では逆変態開始温度のみが低温側に移行し、終了温度はつねに 870 K 付近で変わらず、保持時間の影響を受けていないことが特徴的である。すなわち、Cr と Ni の量がわずかに異なるだけで、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動にこのような大きな差異が生ずることは注目される。

Fig. 3 は短時間焼鈍で両鋼種の逆変態挙動に著しい差異が現れた 923 K での等温保持による α' 量の変化を示す。16-10 鋼では、短時間の 10 s 保持でも γ 相への逆変態がすでに終了し、時間に依存しないせん断型逆変

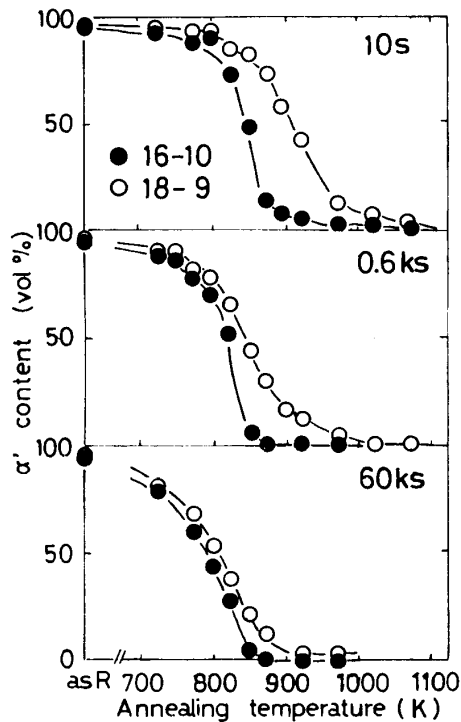


Fig. 2. Effect of annealing temperature and time on reversion behavior of martensite to austenite in 16-10 and 18-9 steels.

態の特徴が現れている。一方、18-9 鋼では 10 s 焼鈍で 60% 程度が γ へ逆変態し、その後ゆるやかに変態が進行して、100 ks 付近ではほぼ γ 単相となる。すなわち、この鋼種では少なくとも 10 s 以後の焼鈍過程において保持時間に依存する拡散型逆変態が起こっていたことを示唆している。

Photo. 2 は 90% 加工した 16-10 鋼を 923 K で 10 s 焼鈍して得られた逆変態 γ 相の電顕組織を示す。なお、完全な γ 単相に逆変態していることは、電子線回折によ

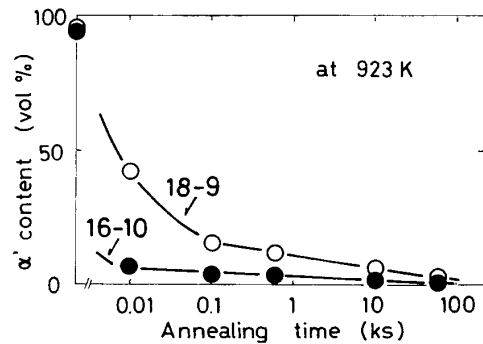


Fig. 3. Changes in martensite content during 923 K annealing in 16-10 and 18-9 steels.

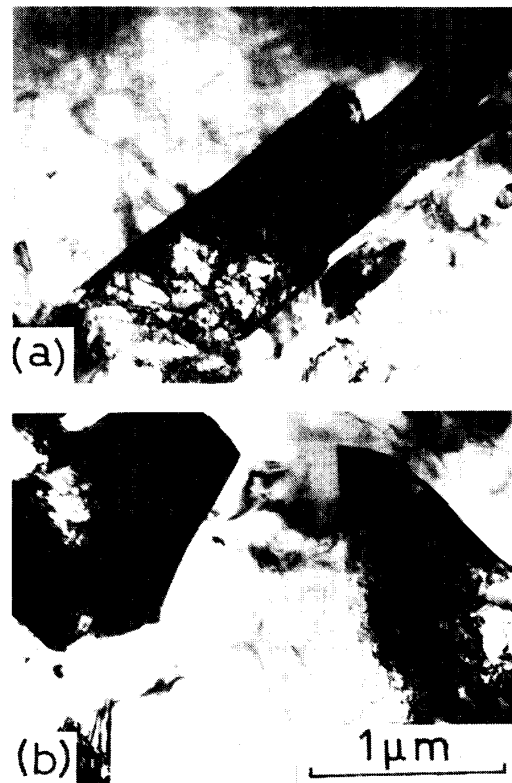


Photo. 2. Transmission electron micrographs of 16-10 steel annealed at 923 K for 10 s after 90% cold rolling. Both (a) and (b) were obtained from different area in the same specimen.

り確認している。γ粒内には高密度の転位が存在し、Fe-Ni合金¹²⁾¹⁸⁾や18%Niマルエージング鋼⁵⁾²⁵⁾などにおいて、すでに指摘されているようなせん断型逆変態組織の特徴を呈している。また、基地中にはとくに写真(a)で明らかのように、旧α'相の痕跡を示す個所も多く認められる。場所によつては、写真(b)に見られるような明確な粒界や双晶境界が観察されることもあり、これらは大きさから判断して前掲Photo. 1で針状組織として観察されたブロックの厚さに対応するものと考えられる。ブロック内のラスは、もともと同一のバリエントを有し²⁴⁾、ラスの結晶学的性質や導入される転位の性質はほぼ同じであるから、α'→γ逆変態が可逆的に起これば、旧α'相のラス境界は消失してしまう。逆変態が完全に可逆的[†]に進行すると、同様にブロック境界も消失してしまうはずであるが、本研究のように90%もの強加工を施した場合、加工初期に形成されたα'のブロックは、その後の強加工でかなりの歪みを受けているために、γ→α'変態とは異なつたバリエントでα'→γ逆変態(不可逆的変態)が起こる可能性もある。このようにして、ブロックを組織単位として形成された逆変態γ粒同士は、互いに結晶方位が大きく異なるため、ブロック境界はそのまま安定な大傾角粒界として存在すると考えられる。いずれにせよ、16-10鋼では旧α'相におけるブロックを一つの組織単位として、せん断型逆変態が起こっているようであり、逆変態直後のγ粒径はこのブロックの大きさに対応すると考えてよいであろう。

Photo. 3は、やはり16-10鋼の90%冷延材を0.6ks焼鈍した場合の組織を示す。逆変態直後、γ粒内に高密度で存在していた転位は消滅・再配列しながら移動し、写真(a)に示すようなセル(cell)や亜結晶粒(s.g.)を形成している。また、同一試料でもさらに回復が進んだ場所では、写真(b)のように、1~2μmの大きさに成長した粒も観察される。矢印Rで示した2μm程度の粒内には、いくつかの粒界が見られる。この部分では、粒(R)の粒界に存在する干渉縞が屈曲しているが、連続性を保っている。すなわち、この粒(R)は小傾角粒界をもつ亜結晶粒同士が互いに合体した1個の再結晶粒を示している。亜結晶粒の合体は、その粒界移動や回転²⁶⁾²⁷⁾によるとされているが、いずれにせよ焼鈍時間が長くなると亜結晶粒界は消失し、大傾角粒界で囲まれた1個の粒が形成されることになる。このような亜結晶粒の合体で形成された粒は再結晶粒の核というべきものであり、

† 変態や加工によつて転位が導入されているため、熱力学的に完全に可逆的とは言えない。ここでは単に結晶学的な可逆性を意味している。



Photo. 3. Transmission electron micrographs of 16-10 steel annealed at 923 K for 0.6 ks after 90% cold rolling: Showing dislocation cell, subgrain (s.g.) and recrystallized austenite (R). Both (a) and (b) were obtained from different area in the same specimen.

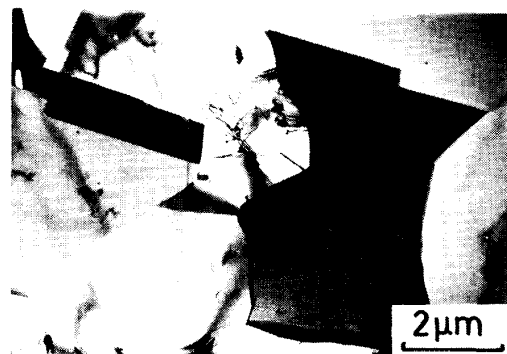


Photo. 4. Transmission electron micrograph of 16-10 steel annealed at 923 K for 60 ks after 90% cold rolling.

さらに時間が進むと大傾角粒界の移動²⁸⁾などにより粒成長が起こる。

Photo. 4は同じ試料を60ks焼鈍した場合の結晶粒を示すが、短時間の0.6ks焼鈍材に比べかなり粒は粗

大化し、焼鈍双晶や粒界がほぼ $2/3\pi$ rad の角度で交わる 3 重点を含む安定な結晶構造となつている。なお、この段階では転位密度もきわめて低い。

一方、Photo. 5 は 18-9 鋼について、90% 冷延材を同様に 923 K で (a) 10 s, (b) 0.6 ks および (c) 60 ks 焼鈍したときの組織を示す。写真(a)に用いた試料の逆変態 γ 量は 60% であるが、非常に微細でかつ転位を含まない γ 粒が、 α' 基地中から直接核形成しており、粒内には干渉縞も見られる。athermal な α' 変態やわずかな加工で ($\alpha' + \gamma$) 2 相組織を得たのち、逆変態させた試料では旧 α' のラス境界²⁹⁾ や α' と未変態 γ の界面³⁰⁾³¹⁾ が γ 粒の核形成サイトになりやすいと言われているが、本試料のように強加工した場合はとくに優先的な場所はなく、均一に核形成が起こっていることが特徴的である。また、基地 α' と核形成 γ の方位関係は、2 相ステンレス鋼³²⁾ の場合と同様に、K-S 関係を満足することも電子線回折により確認している。写真(b)の

0.6 ks 焼鈍材では、85% が γ 相であり、核形成したばかりの微細な γ (図中A) と α' を侵食して成長した γ (図中B) が混在した組織となつている。つまり、この場合は原子の拡散を伴った核形成・成長型の逆変態が起こっていることがわかる。写真(c)の 60 ks 焼鈍材は γ 相が 95% で、Photo. 4 に示した 16-10 鋼に類似した組織となる。しかし、核形成・成長による拡散型逆変態が起こる場合、前掲 Fig. 2 の結果からもわかるように長時間焼鈍しても α' 相がわずかに残留する傾向にある。これは $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態過程で合金元素の再分配が起こり、 α' 相中に Cr が富化する⁵⁾ ためと考えられ、 α' 相は矢印Cで示すように γ 粒にとり囲まれた形で残留していることが多い。このように残留した少量の α' 相は基地の強度を高めるだけでなく、 γ 粒の粗大化を抑制する効果も期待できる。

3.3 逆変態機構

以上の組織観察をもとに、せん断型ならびに拡散型逆

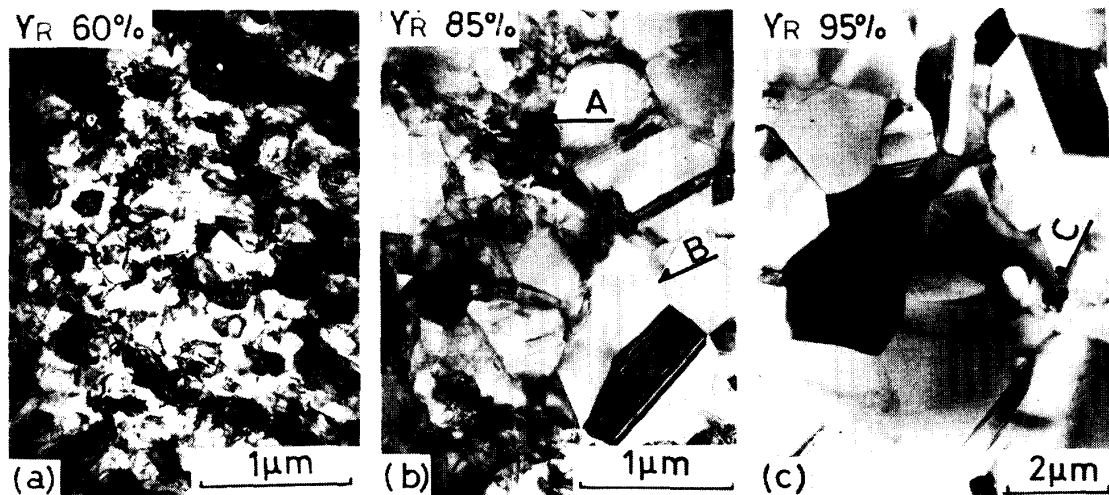
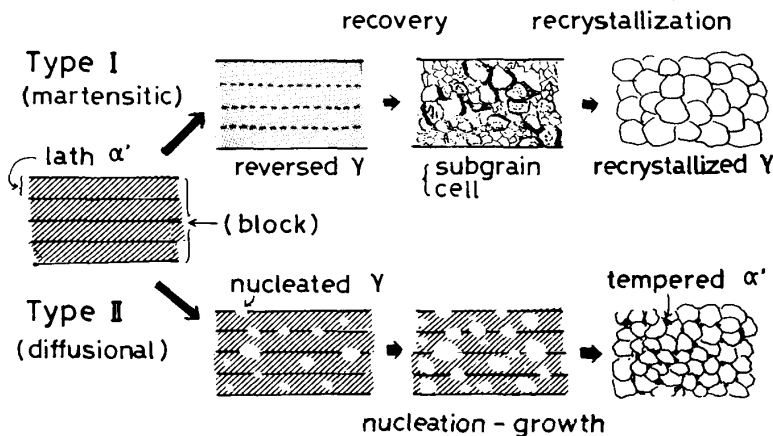


Photo. 5. Transmission electron micrographs of 18-9 steel annealed at 923 K for (a) 10 s, (b) 0.6 ks and (c) 60 ks after 90% cold rolling. γ_R : austenite reversed from martensite. Arrow A, B and C show a austenite grain nucleated in martensite, a growing grain and a retained martensite, respectively.



Type I : Martensitic reversion
Type II : Diffusional reversion
Fig. 4. Schematic illustration of two reversion processes.

変態の特徴を模式的に示すと Fig. 4 のようになる。最初の組織はいずれも強加工されたラスマルテンサイトであり、幅数 μm のブロックが複雑にからみ合っており存在している。まず、Type I のせん断型機構によると、 α' から逆変態で形成された γ 相は内部に高密度の転位を内蔵し、逆変態直後の γ 粒径は、旧 α' 相のブロックの大きさに対応する。その後、等温保持中、内蔵された転位は消滅あるいは移動しながらセルや微細な亜結晶粒組織を形成し、それらの合体により再結晶粒が得られる。前報で、類似の成分を有する鋼種について α' 相を強加工して γ 相へ逆変態させると、逆変態 γ 粒の微細化に効果があることを指摘した²³⁾。つまり、せん断型逆変態が起こる鋼種についてあらかじめ α' 相を強加工しておく、(1)加工で多くのすべり帯や変形双晶が導入され、初期の逆変態 γ の組織単位となる α' 相中のブロックが分断・微細化する、(2)逆変態後も旧 α' 相の転位が γ 相に受けつがれ、逆変態 γ 相の結晶粒微細化に寄与する、などの効果が期待される。一方、Type II の拡散型機構では α' 相中から直接 γ 相が均一に核形成し、粒成長により $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が進行する。すなわち、粒の成長

は粒同士の衝突により停止することになるから、 α' 基地中での γ の核形成速度が大きく粒の成長速度が小さいほど微細粒が得られる³³⁾。従って、拡散型機構で逆変態が進行する場合、 α' 相の強加工は前述のように核形成挙動に大きな影響を及ぼしているようである。いずれにせよ、逆変態機構が異なればその変態挙動に及ぼす α' 相の加工の影響も全く異なることが予想され、この点については今後詳細に検討したい。

これまで 923 K における逆変態挙動を中心に述べてきたが、焼鈍温度によつては同一鋼種でもその変態挙動が変化することも予想される。Photo. 6 に 90% 冷延後、(a) 823 K で 0.6 ks 焼鈍した 16-10 鋼、および (b) 1023 K で 10 s 焼鈍した 18-9 鋼の組織を示す。923 K 焼鈍において、せん断型で逆変態した 16-10 鋼も 823 K 付近の低い温度で焼鈍すると、写真(a)に示すように α' 基地から直接核形成した γ 相も観察される。また、写真(b)の 18-9 鋼の場合には組織はほぼ γ 単相であり、 α' 基地から直接核形成した微細な γ 粒のほか、旧 α' 相の痕跡を示す γ 相 (矢印) も存在している。従って、18-9 鋼でも高温域まで急速加熱するとせん断型逆変態が起こり得ることを示している。すなわち、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構は化学成分だけでなく焼鈍温度にも依存するわけである。

Fig. 5 は $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に関する RTT 図 (Reversion-Temperature-Time diagram) を模式的に示す。せん断型逆変態は通常の $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態同様にある程度の駆動力を必要とするため、熱力学的に γ と α の自由エネルギーが等しくなる温度 T_0 点より高い温度域まで過熱された段階で時間に依存せず瞬時に起こる。このようなせん断型逆変態開始温度ならびに終了温度を As' 、 Af' で表す。一方、拡散型逆変態は T_0 点以下の温度でも起こり得るわけであり、図に示すような温度・時間に大きく

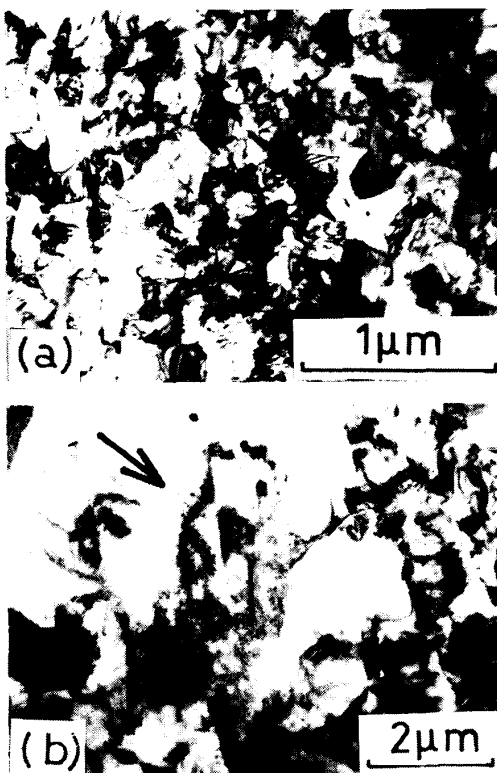
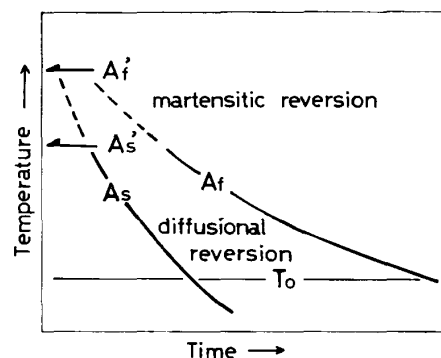


Photo. 6. Transmission electron micrographs of (a) 16-10 steel annealed at 823 K for 0.6 ks and (b) 18-9 steel annealed at 1023 K for 10s after 90% cold rolling. Arrow shows a trace of martensite block.



T_0 : The temperature at which the fcc phase and the bcc phase are in thermodynamic equilibrium

Fig. 5. Schematic view of Reversion-Temperature-Time diagram.

依存した曲線を呈する。この場合の逆変態の開始線ならびに終了線をそれぞれ As , Af で表している。つまり 923 K という焼鈍温度は、16-10 鋼では Af' 点以上に位置しているため、その温度に到達した段階ですでにせん断型機構で逆変態が完了し、一方 18-9 鋼では As' 点以下の温度に相当するため、等温保持中に拡散型の逆変態が進行すると考えられる。

Fig. 6 は 90% 冷延した両鋼種を種々の条件で逆変態処理したときの γ 量を RTT 図で整理した結果を示す。図中には、逆変態 γ 量がそれぞれ 10%, 50%, 90% となる条件を各曲線で区分している。まず 16-10 鋼では、800 K 以下の温度域で γ 量が焼鈍時間に依存して増加する拡散型の変態挙動を示すが、それ以上の温度域ではわずかな焼鈍温度の上昇で γ 量が急激に増加している。とくに 50% および 90% の変態曲線では、0.1 ks 付近の短時間側で不連続性を示し、800~900 K の温度域でせん断型逆変態が顕著に起こっていることを示唆している。この RTT 図と前掲 Fig. 2 に示した 10 s 焼鈍材の逆変態挙動の結果から、16-10 鋼の Af' 点は 900 K 付近に存在するといえる。しかし、 As' 点については低温

側で拡散型逆変態が重複して進行するため、正確には求められない。一方 18-9 鋼の場合、図に示した温度域ではすべて焼鈍時間に依存して γ 量がしだいに増加する典型的な拡散型逆変態挙動を示している。1000 K 以上の温度域に加熱された場合、加熱途中に 900~1000 K 付近の範囲で起こる拡散型逆変態を完全に抑制することは困難であり、正確な As' 点や Af' 点は決定できない。だが、Photo. 6(b) に示したように 1023 K で 10 s 焼鈍した試料では、せん断型逆変態が一部起こっていたので、この付近に As' 点が存在していると推定できる。以上の結果より、18-9 鋼の方がせん断型逆変態の起こる温度域が、少なくとも 100 K 以上高温側にあることは明白であり、そのため 923 K での両鋼種の逆変態挙動に大きな差異が生じたものと結論できる。

最後に、熱力学的立場から逆変態挙動に差異が生ずる理由を考察してみる。Fig. 7 は両鋼種の α と γ の Gibbs 自由エネルギーの差 ($\Delta G^{\alpha\rightarrow\gamma}$) の温度変化を示す。図中の曲線は WARNES らの式³⁴⁾¹² を用い、両鋼種について計算した結果によるものである。ただし、ここでは加工による歪みエネルギーの影響を考慮していないので、 $\Delta G^{\alpha\rightarrow\gamma}$ の絶対値は正確ではないが、その影響は両鋼種で同一であると仮定して化学成分による影響だけを比較検討する。いずれも温度上昇とともに $\Delta G^{\alpha\rightarrow\gamma}$ は単調に減少し、1100 K 付近で最小値となるが鋼種間の

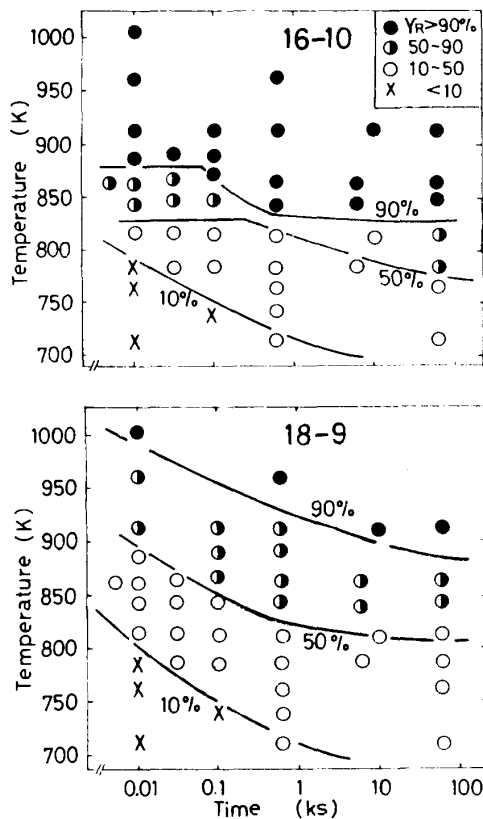


Fig. 6. The Reversion-Temperature-Time diagrams of 16-10 and 18-9 steels with 90% cold rolling. Percentage in the figure shows an amount of reversed austenite.

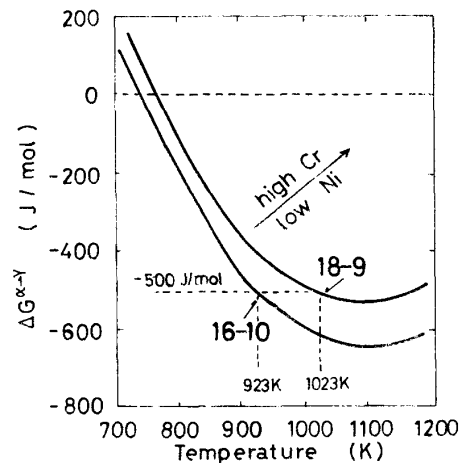


Fig. 7. Relation between temperature and the Gibbs free energy changes for the ferrite to austenite transformation in 16-10 and 18-9 steels.

12 Fe-Cr-Ni系における α と γ の Gibbs 自由エネルギーの差
 $\Delta G_{Fe-Ni-Cr}^{\alpha\rightarrow\gamma} = 10^{-3} \Delta G_{Fe}^{\alpha\rightarrow\gamma} (100 - Cr - Ni) - 97.5 Cr + 2.02 Cr^2 - 108.8 Ni + 0.52 Ni^2 - 0.05 CrNi + 10^{-3} [73.3 Cr - 0.67 Cr^2 + 50.2 Ni - 0.84 Ni^2 - 1.51 CrNi]$
 (単位 J/mol)
 $\Delta G_{Fe}^{\alpha\rightarrow\gamma}$: 純鉄における α と γ の Gibbs 自由エネルギー変化³⁵⁾
 Cr, Ni: at%
 T: 絶対温度

$\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ の差は高温域で大きくなる傾向にある。つまり、せん断型 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に必要な駆動力が両鋼種で同一であると仮定すれば、この機構による逆変態開始温度 (A_s') については 18-9 鋼の方がより高温側に存在し、また必要とする駆動力が大きくなるほど両鋼種の A_s' 点の差は広がる様子がわかる。前述のように、せん断型逆変態は 16-10 鋼において 923 K、18-9 鋼では部分的に 1023 K で起こっていることを確認している。この両温度に対応する $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ は -500 J/mol 付近ではほぼ一致しており、これが加工による歪みエネルギー分を除いたせん断型逆変態に要する駆動力に相当しよう。また、 $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ 曲線は Cr/Ni 比が大きくなると図中の矢印で示した方向へ移行することから、18-9 鋼より Cr が多くかつ Ni が少ない鋼種では、もはやせん断型逆変態に必要な駆動力が得られなくなり、急速加熱してもこの機構による逆変態は起こらなくなることも予想される。このようにわずかな化学成分の違いによつて高温域の $\Delta G^{\alpha \rightarrow \gamma}$ が異なることは注目すべきであり、これが逆変態機構に多大な影響を与えていると考えられる。

4. 結 言

室温で 90% 冷延してほぼマルテンサイト (α') 単相が得られる 16%Cr-10%Ni および 18%Cr-9%Ni の組成をもつ準安定オーステナイト (γ) 系ステンレス鋼の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動を検討し、次のような結論を得た。

(1) 加工誘起 α' の形態はいずれもラスで、鋼種による差異は認められない。

(2) 90% 冷延材を 923 K で焼鈍した場合、

(i) 16-10 鋼では、旧 α' 相のブロックを組織単位としたせん断型の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が起こる。得られる γ 粒内には旧 α' 相のブロック境界が残存し、高密度の転位も含まれている。その後、保持中に逆変態 γ 相中で回復が進行し、微細なセルや亜結晶粒の形成過程を経て、 γ 粒が微細化される。

(ii) 18-9 鋼では、主に拡散型の逆変態が進行する。この場合は、 α' 基地内に転位が少ない球状の γ 粒が核形成し、これらが α' 相を侵食しながら成長する。

(3) 加工誘起 α' 相の逆変態機構は成分や焼鈍温度に大きく依存し、Cr 量が多くかつ Ni 量が少なくなるほど、せん断型逆変態が起こる温度域が高温側に移行する傾向にあり、核形成-成長型の拡散型逆変態が起こりやすくなる。

文 献

1) 牧 正志, 狭間徳一, 下岡貞正, 田村今男: 材料, 24

- (1975), p. 296
 2) S. JANA and C. M. WAYMAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1187
 3) B. HYATT and G. KRAUSS: Trans. Am. Soc. Met., 61 (1968), p. 168
 4) C. A. APPLE and G. KRAUSS: Acta Metall., 20 (1972), p. 849
 5) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 595
 6) 須藤 一, 内田憲正: 日本金属学会誌, 36 (1972), p. 779
 7) T. J. KOPPENAAL and E. GOLD: Metall. Trans., 3 (1972), p. 2965
 8) G. KRAUSS, Jr.: Acta Metall., 11 (1963), p. 499
 9) G. KRAUSS, Jr. and M. COHEN: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 1212
 10) S. KAJIWARA: Phys. Met. Metallogr., 39 (1979), p. 325
 11) 牧 正志, 中川 忍, 田村今男: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 1164
 12) K. ONO and T. J. KOPPENAAL: Metall. Trans., 5 (1974), p. 739
 13) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: Metall. Trans. A, 13 (1982), p. 1379
 14) H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Technol., 1 (1974), p. 295
 15) K. B. GUY, E. P. BUTLER and D. R. F. WEST: Met. Sci., 17 (1983), p. 167
 16) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Met. Technol., 3 (1976), p. 49
 17) T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Met. Sci., 9 (1975), p. 342
 18) H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Technol., 1 (1974), p. 37
 19) H. SMITH and D. R. F. WEST: J. Mater. Sci., 8 (1973), p. 1413
 20) 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 71 (1985), S495
 21) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 72 (1986), S505
 22) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, 73 (1987), S539
 23) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1058
 24) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 852
 25) 牧 正志, 森本啓之, 田村今男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1598
 26) H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 75
 27) J. C. M. LI: J. Appl. Phys., 33 (1962), p. 2958
 28) W. C. LESLIE: The Physical Metallurgy of Steels (1981), p. 53 [McGraw-Hill International Book Company]
 29) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 226
 30) H. KESSLER and W. PITTSCH: Acta Metall., 15 (1967), p. 401
 31) V. G. GORBACH and E. D. BUTAKOVA: Phys. Met. Metallogr., 16 (1963), p. 112
 32) 飴山 恵, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会誌, 50 (1986), p. 10
 33) 梅本 実: 熱処理, 26 (1986), p. 194
 34) L. A. A. WARNES and H. W. KING: Cryogenics, 16 (1976), p. 659
 35) L. KAUFMAN, E. V. CLOUGHERTY and R. J. WEISS: Acta Metall., 11 (1963), p. 323