

SUS430鋼の熱間再結晶挙動

Hot Recrystallisation Behavior of SUS430 Stainless Steel

木村 謙⁽¹⁾
Ken KIMURA山本章夫⁽²⁾
Akio
YAMAMOTO竹下哲郎⁽³⁾
Tetsurou
TAKESHITA原勢二郎⁽⁴⁾
Jirou HARASE

抄 録

SUS430鋼のリジング特性を改善するため、熱間再結晶挙動を検討した。連続圧下を模擬した試験の結果、 α - γ 2相域で組織が平衡状態にない条件で圧下した場合、再結晶が遅れることから、熱間再結晶は変態と競合する場合には遅延することを明らかにした。この知見を生かし、熱間再結晶の促進する最適熱延条件を検討し、リジング特性を劣化させることなく熱間圧延板焼鈍工程を省略し得るSUS430薄鋼板製造プロセスの可能性を見い出した。

Abstract

In order to improve ridging propret of SUS430 stainless steel, hot recrystallization behavior was studied. From the results of an imitated continuous rolling tests, it became clear that the hot recrystallization is delayed by α - γ transformation during rolling. Through elucidating the kinetics of these metallurgical processes, a possibility for manufacturing this type of alloy without the annealing treatment after hot rolling was indicated.

1. 緒 言

フェライト系ステンレス鋼の代表鋼種であるSUS430(17Cr)鋼は、厨房品、家電製品などに幅広く用いられている。これはSUS430鋼はNiを含有しないので比較的安価であり、室内等の内装環境では耐食性が十分である等の利点をもつためである。しかしフェライト系ステンレス鋼は成形加工を行うと“リジング”あるいは“ローピング”(以下、リジングと記す)と称されるしわ状の凹凸を生じることがあり、リジングは美観を損ねたり、最終の研磨工程を阻害する等の致命的な欠点となる。リジングの発生原因は必ずしも明確でないが、凝固組織に由来するある方位粒の群(コロニー)と他のコロニーとの塑性異方性の差により生じると考えられている¹⁾。このコロニーを破壊するために、従来より熱間圧延(以下、熱延と記す)板の焼鈍、あるいは冷間圧延(以下、冷延と記す)途中の焼鈍等により再結晶を促進し、リジングの発生を抑制してきた。

一方、製品の生産性を向上することは、限りあるエネルギー資源の節約のためには不可欠である。この考えに沿って、前報²⁾では、従来ベル型焼鈍炉で低温長時間処理を行っていた熱延板の焼鈍を、AIを添加させることで高温短時間化を可能にして連続焼鈍する技術を報告した。この技術により熱延板の焼鈍に要する時間は数十分の

一となり、生産性は向上した。熱延板焼鈍工程を省略できれば、更なる生産性の向上が望めることはいうまでもない。しかし、熱延板焼鈍工程を省略すると前述のように熱延板で粗大なコロニーが残存し、リジング特性が劣化する。この原因は熱延板では十分な再結晶組織が得られないためである。再結晶を熱延工程で促進させれば、熱延板焼鈍工程を省略してもリジング特性は劣化しない可能性がある。

本報ではSUS430鋼の熱間再結晶挙動を明確にするとともに、熱延工程で再結晶を促進させることで、熱延板焼鈍工程を省略した製造プロセス³⁾を検討した。

2. 実験方法

2.1 1パス圧延試験⁴⁾

表1のAに示す組成を持つ連続製造スラブの柱状晶部より、楔型試験片を切り出し(図1(a)参照)、2段式圧延機を用いて1パス圧延試験を行った(図1(b)参照)。加熱温度は1173~1453℃とし、熱延後空冷し、再結晶率を測定した。再結晶率は光学顕微鏡組織の再結晶粒の断面積率を測定した。

⁽¹⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 研究員⁽²⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 主幹研究員⁽³⁾ 技術開発本部 八幡技術研究部 主任研究員⁽⁴⁾ 元 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 主幹研究員

表 1 供試鋼の化学組成

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
A	0.05	0.59	0.49	0.03	0.004	0.10	16.7	0.038	0.010
B	0.05	0.3	0.15	0.03	0.005	--	16.5	0.12-0.16	0.01
C	0.05	0.32	0.12	0.03	0.004	--	16.3	0.17	0.01

(wt%)

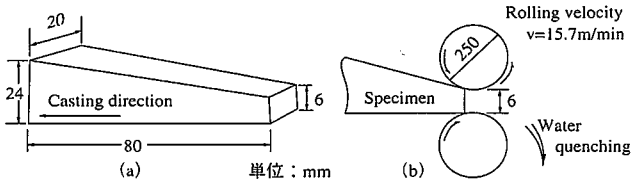


図 1 1パス圧延試験の試験片(a)及び圧延条件(b)⁴⁾

2.2 平面歪圧縮試験⁵⁻⁷⁾

表1のBに示す組成をもつ熱延板から10t×15mmwの試片を切り出し、上下のハンマーにより平面歪を与える圧縮試験⁸⁾(以下、熱間加工シミュレータ試験と呼ぶ)を行った。試験は図2に示すよう

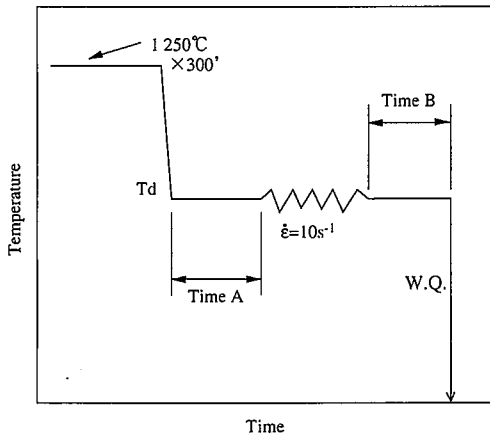


図 2 熱間加工シミュレータ試験の加工熱サイクル⁵⁾

に、1250℃に加熱後、温度Tdまで急冷し、所定時間(Time A)保持した後、加工し、所定時間(Time B)保温した後、水冷するサイクルで行った。再結晶率は平面歪付与部の光学顕微鏡組織より、全厚に占める再結晶粒の長さを測定した。

3. 実験結果

3.1 1パス圧延試験による再結晶挙動の調査⁴⁾

写真1に加熱温度と圧下率の異なる試験片の組織写真を示す。写真より1173Kの加熱では圧下率が大きくても再結晶組織は観察されない。1323Kでは変形帯の内部及び周辺より再結晶粒の生成が認められ、その程度は圧下率が大きいほど増加する。1453Kでは亜粒を含んだ回復組織となり、再結晶組織は観察されない。これらの光学顕微鏡組織の再結晶率を加熱温度及び圧下率の関数として表し、図3に示す。図より、1323K以下では加熱温度の上昇に伴い、組織は

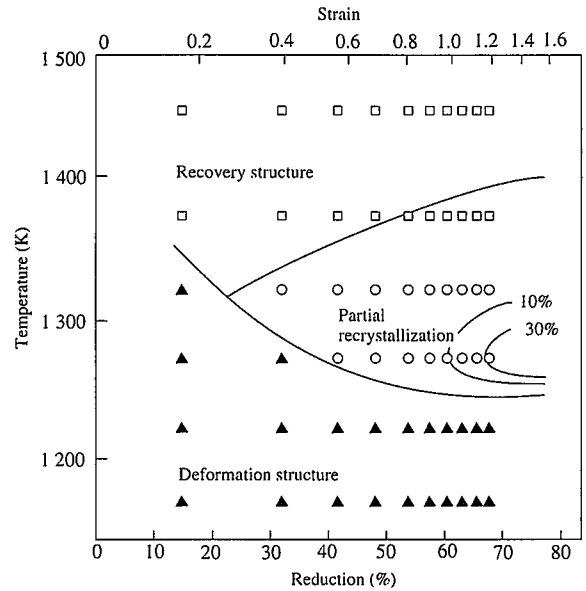


図 3 加工温度、圧下率と再結晶率の関係⁴⁾

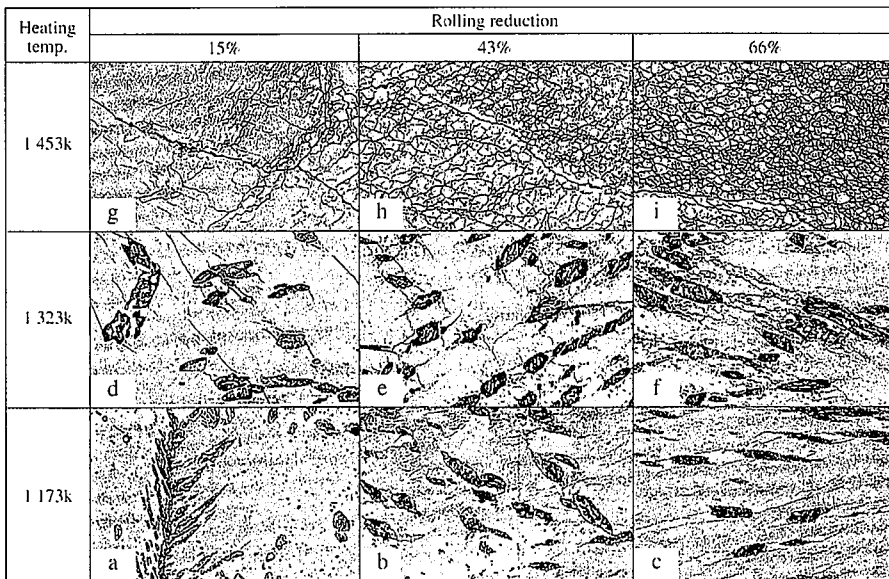


写真 1 加熱温度及び圧下率の異なる試験片の組織写真⁴⁾

100 μm

加工組織から再結晶組織へと移行していく。更に高温になると回復組織となり、再結晶の進行は阻害されている。その結果、図に示すようにSUS430鋼の再結晶挙動は、約1 273Kにノーズが生じることが判明した。

3.2 熱間加工シミュレータ試験による再結晶挙動調査^{5,7)}

再結晶率に及ぼす加工後の保持時間Time B及び加工(保持)温度T_dの影響を図4に示す。図より加工後の保持時間が増加するに伴い、再結晶率は増加する。また保持温度が高いほど再結晶率は高い。

次に再結晶に及ぼす $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の影響を示す。変態の影響をより明確に示すため、再結晶率をアブラミの式⁹⁾に基づきプロットした結果を図5に示す。加工前の γ 相量は、加工前の保持時間(Time A)を変える(10, 300s)ことで変化させた。比較として1 200°C(α 単相)

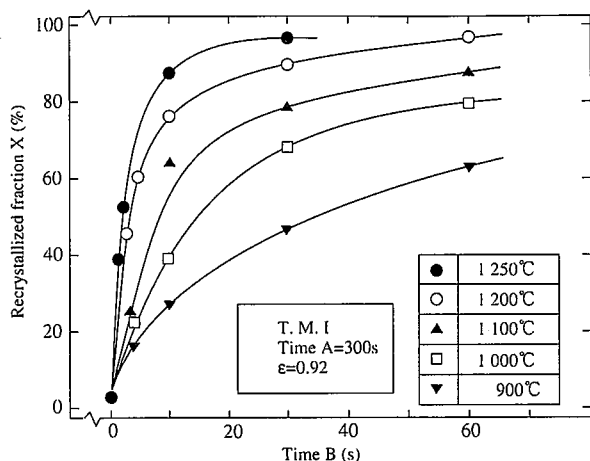


図4 再結晶挙動に及ぼす保持時間、温度の影響⁷⁾

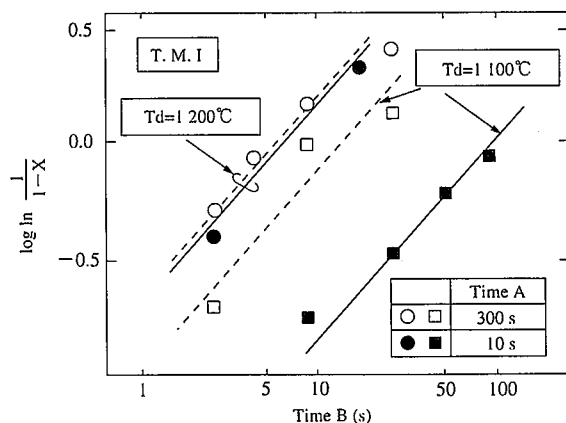


図5 再結晶挙動に及ぼす保持時間、温度の影響⁷⁾

の試験を行った。加工温度が $\alpha + \gamma$ 2相域の1 100°Cの場合、Time Aが10s(■)のときは300s(□)に比べて再結晶が遅延する。 α 単相域の1 200°Cの場合は、再結晶挙動に及ぼすTime Aの影響は認められない。Time Bは加工温度及び加工前の保持時間によらず、長いほど再結晶は進行している。

$\alpha + \gamma$ 域である1 100°Cの加工後の光学顕微鏡組織を写真2に示す。Time Aが10sの場合、加工直後(写真2(a)参照)は γ 相は非常に少なく、加工後の保持時間が10s(写真2(b)参照)では γ 相量の増加が認められる。再結晶粒は観察されない。30s(写真2(c)参照)では

γ 相の量は更に増加し、粒界に析出した γ 相の近傍に再結晶粒が観察される。Time Aが300sの場合には、加工後10s(写真2(d)参照)で γ 相量は多く、加工前に十分に変態が進行したと考えられる。また、加工後10sで既に再結晶が開始している。

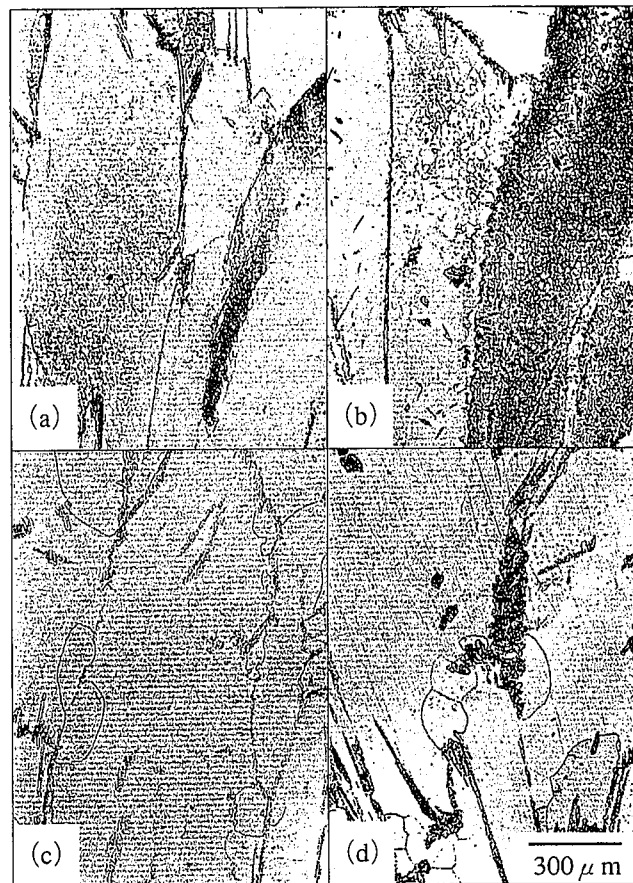


写真2 加工後の組織写真(ε=0.92, 1 100°C)⁷⁾
 (a)Time A= 10 s, Time B= 0 s
 (b)Time A= 10 s, Time B=10 s
 (c)Time A= 10 s, Time B=30 s
 (d)Time A=300 s, Time B=10 s

4. 考 察

4.1 SUS430の再結晶挙動⁷⁾

$\alpha + \gamma$ 2相域(1 100°C)において加工前の保持時間が短い場合に、再結晶が遅延する原因について考察する。 $\alpha + \gamma$ 2相域の保持時間が長い場合は、加工前に γ 相が析出し、ほぼ平衡状態と考えられる。保持時間が短い場合には、加工後に変態が生じる(写真2(a)~(c)参照)。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の核は $\alpha-\alpha$ 、 $\alpha-\gamma$ 粒界等が考えられる。この変態の核は再結晶の核と同一場所であり、加工後に変態が優先して進行する場合、再結晶の核が減少することが考えられる。図5で加工前の保持時間が短い場合にグラフの直線の傾きは変わらず、長時間側へ移行していることは、加工後に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が進行し、再結晶開始が遅延したことを示唆している。

楔型試験片を用いた1パス圧延実験において再結晶ノーズ(図4参照)が認められた。再結晶が遅延する1 373Kは γ 相が最も多く析出する温度であり、加工後の変態の進行により再結晶が遅延し、再結晶のノーズが現れたと考えられる。

4.2 リジング改善のための熱延プロセス設計^{3, 10)}

リジング特性を改善するために、粗圧延工程で再結晶を促進させるプロセスを検討した。粗圧延相当の温度は約1 000~1 200℃であり、SUS430鋼では γ 相が存在する温度である。したがって前項で明らかにしたように変態により再結晶が遅延することが懸念される。粗圧延での再結晶を促進させるには α 単相域の加工、保持あるいは $\alpha + \gamma$ 温度域で変態終了後の加工、保持が有効であると考えた。図6にプロセスの考え方を模式的に示す。特徴は

- 1)粗前段における α 単相域の再結晶の促進
- 2)粗圧延パス間時間の増加による $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の促進
- 3)粗後段大圧下による粗圧延後の再結晶の促進

である。粗圧延のパス間時間を利用した本プロセスをIRP (Inter pass Recrystallisation Process)と呼ぶこととした。

IRPによるリジング改善の確認試験を行った。表1のCに示す組成を持つ連続鋳造スラブより、200t×200w×250Lの熱延素材を切り出し、厚さ20mmの粗圧延片とした後、更に3.8mmの熱延板を作製した。粗圧延のパススケジュールは表2に示すごとく、粗前段大圧下 (IRP I)、粗後段大圧下 (IRP II)及び粗前後段大圧下 (IRP III)とした。IRP IIは前述の2)の効果を調査した。IRP IIは2)及び3)、IRP IIIは1)の効果を調査した。得られた熱延板を焼鈍することなく、冷延 (80%圧下)、焼鈍 (870℃で60s)した。焼鈍板より引張試験片を切り出し、引張後、 r 値及びリジング高さの測定を行った。

図7に r 値及びリジング高さとの熱延条件の関係を示す。図のaとb及びcとdの比較からパス間時間が長いほどリジング特性が改善している。また、粗前段大圧下 (IRP I)に比べて粗後段大圧下 (IRP

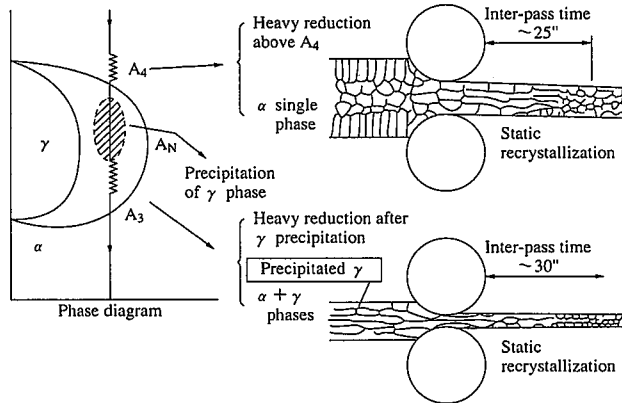


図6 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態及び再結晶を考慮した粗圧延の模式図¹⁰⁾

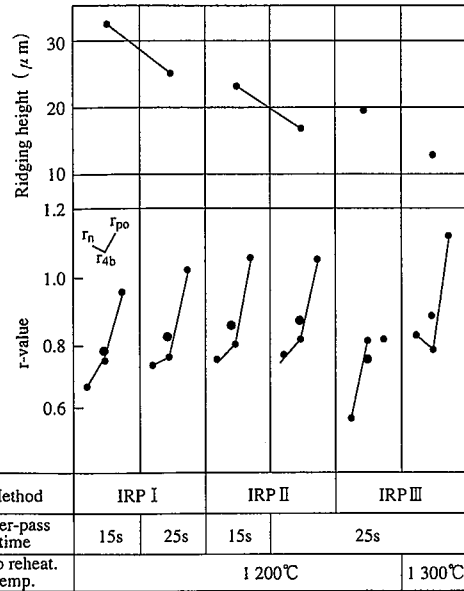


図7 成品板のリジング高さ及び r 値に及ぼす粗圧延条件の影響¹⁰⁾

II)のリジング特性は良好である。すなわち、粗圧延のパス間時間を長くすることで $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を促進し、粗後段の圧下率を上げることで粗圧延後の再結晶が促進して組織の微細化、ランダム方位化が進行したと考えられる。更に図のeとfの比較より、 α 域の再結晶を狙った粗前後段大圧下 (IRP III)は、よりリジング特性改善効果大きい。リジング高さはd及びfで熱延板を焼鈍した場合と同等となる。以上のように、熱延板焼鈍工程を省略しても熱延再結晶を促進させることで熱延板焼鈍を行った場合と同等のリジング特性が得られることが確認できた。

実機熱延試験によりIRP IIの確認試験を行った。熱延条件は表3に示す。熱延板は捲取相当処理 (600及び650℃) - 冷延 (3→0.4mm) - 焼鈍 (875℃で60s)の処理を行った。捲取相当処理を行った理由は、再結晶をさせることなく α' 相を分解し、 α' 相によるリジング軽減効果を除去し、IRPによるリジング軽減効果のみを抽出するためである。

表3に示すようにIRPによりリジング特性は向上している。図8に粗熱延片の{200}極点図をベクトル法¹¹⁾により解析した結果を示す。図よりIRP材 (N)は比較材 (C)と比べて集合組織がランダム化している。特にND//{100}の強度が低下しており、粗熱延段階での再結晶により、方位のランダム化が進行したことが確認された。

表2 ラゴ熱延試験の熱延条件

Specimen	Al (%)	Soaking temperature (°C)	Rough rolling condition		Finish temperature of rough rolling (°C)	Finish roll temperature		Rough rolling reduction
			Schedule	Inter-pass time		Start (°C)	Finish (°C)	
a	0.17	1 200	IRP I	15s	1 035	975	850	
b	0.17	1 200	IRP I	25s	1 001	931	862	
c	0.17	1 200	IRP II	15s	1 115	986	899	
d	0.17	1 200	IRP II	25s	1 087	974	912	
e	0.13	1 200	IRP III	25s	1 038	950	809	
f	0.13	1 300	IRP III	25s	1 134	1 002	891	

表 3 実機熱延条件及び成品板の材質特性

Specimen	Rough rolling condition								Finish temperature of rough rolling (°C)	Finish rolling temperature		Coiling temperature (°C)	Formability of the final annealed sheet	
	Reduction (%) / pass							Inter-pass time (last 4 pass)		Start (°C)	Finish (°C)		Ridging height (μm)	r̄-value
	1	2	3	4	5	6	7							
C	12.0	25.0	30.3	31.3	38.0	36.7	32.3	15s	1052	999	894	600	56	1.46
N	10.2	16.8	21.9	31.5	32.7	39.4	40.0	25s×4	1014	975	900	650	32	1.43

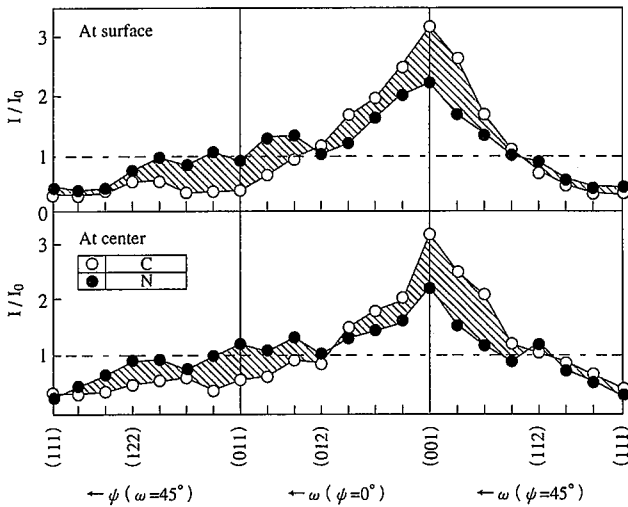


図 8 実機粗圧延片の結晶方位分布³⁾

5. 結 言

SUS430鋼の熱間再結晶挙動を検討し、その効果を最大限活用することで、リジング特性をはじめとする品質の劣化がなく熱延板焼鈍工程を省略し得るSUS430鋼の製造工程の可能性を検討した。そ

の結果、以下の知見を得た。

- (1) SUS430鋼の再結晶は、変態と競合する場合には遅延する。
- (2) SUS430鋼では、粗圧延のパス間時間を長くとり、粗圧延後段の圧下率を大きくすることで熱間再結晶が促進される。このような圧延を行うことで、熱延板焼鈍省略工程においても良好なリジング特性が得られる。

参照文献

- 1) 例えば松尾宗次：日本金属学会報. 19(3), p.192(1977)
- 2) 沢谷精, 吉村博文, 芦浦武夫, 石井満男, 若松道生, 山本章夫：製鉄研究. 310, p.335(1982)
- 3) Harase, J., Ohta, K., Takeshita, T., Kawamo, Y.: Proc. Int. Conf. Stainless Steels '91. (1991) p.1
- 4) 吉村博文, 石井満男：鉄と鋼. 69, p.1440(1983)
- 5) 竹下哲郎, 阿部雅之, SELLARS C M: 材料とプロセス. 7(8), (1994) p.788
- 6) 竹下哲郎, 原勢二郎, 矢田浩, 太田国照：鉄と鋼 70(13), S1405(1984)
- 7) Takeshita, T., Harase, J. Yada, H.: Trans. ISIJ. 27, p.432(1987)
- 8) Yada, H., Matsuzu, N., Najima, K., Watanabe, K., Tokita, H.: Trans. ISIJ. 23, p.100(1983)
- 9) 例えばAvrami, M.: J.Chem.Phys. 7(1939) p.1103
- 10) 原勢二郎, 竹下哲郎, 太田国照, 鈴木亨, 清水亮：材料とプロセス. 1, p.1906(1988)
- 11) Ruer, D., Baro, B.: J. Appl. Cryst. 10, p.453(1977)