

© 1983 ISIJ

論 文

二相ステンレス鋼における熱間変形時の 表面肌荒れ現象と影響因子

前原 泰裕*・加藤信一郎*²・大森 靖也*³・邦武 立郎*⁴

Surface Roughness Caused by Hot Deformation in a Duplex-phase Stainless Steel

Yasuhiro MAEHARA, Shinichiro KATO, Yasuya OHMORI, and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis :

Surface roughness caused by hot deformation in a 22.5Cr-6.25Ni steel with ferrite/austenite (δ/γ) duplex structure has been studied by using a Gleeble hot tensile machine. The results obtained are as follows :

(1) Two types of surface roughness were observed to occur during hot tensile deformation; Type A : the isotropic severe surface roughness formed in the case of pre-heating in the δ -single phase region ($\geq 1250^\circ\text{C}$), and Type B : ridging-like wrinkles along the rolling direction formed in the case of pre-heating in the δ - γ duplex phase region.

(2) The surface roughness was found to depend on deformation temperature and prior thermal history especially in the case of Type A. The degree of surface roughness increased with either increasing pre-heating temperature or decreasing deformation temperature. Such observations can be explained in terms of the δ grain coarsening and the precipitation behavior of γ phase.

(3) The surface roughness of the specimen pre-heated in the δ -single phase region increased by the deformation in δ - γ duplex phase region where γ grains precipitated continuously along δ grain boundaries in comparison with the deformation in the δ -single phase region.

(4) The δ -matrix precipitation of γ grains during long time holding in the δ - γ duplex phase region reduced the surface roughness.

1. 緒 言

耐食性をはじめとして、すぐれた性質を有する¹⁾二相ステンレス鋼は、近年その需要が増大しているが、製造時における種々の現象については不明な点も多い。例えば、二相ステンレス鋼を熱間加工した場合、フェライト系ステンレス鋼のリジング現象に類似した筋状の表面肌荒れが発生することがあり、製品の種類によつては問題となることがある。単相の材料、例えばフェライトステンレス鋼のリジング現象の発生機構については、集合組織との関連などで多くの研究例がある^{2)~11)}が、2相組織を有する材料の変形挙動については研究例が比較的少なく、特に回復、再結晶や相変態が絡む高温変形挙動については未解決の問題が多い。

そこで、二相ステンレス鋼の熱間加工時に発生する筋状の表面肌荒れ現象について調査し、影響因子について検討した。

2. 実 験

対象とした鋼は 22.5%Cr, 6.3%Ni を主成分とする二相ステンレス鋼であり、約 1250°C 以上でフェライト (δ) 単相となり、それ以下室温まではフェライトとオーステナイト ($\delta+\gamma$) の2相となる。Table 1に化学組成を示す鋼を製造工場の電気炉で溶製して得た 2 t インゴットの一部をまず 100 mm 厚に熱間鍛造後、Fig. 1 に示すようにそれぞれ $\delta+\gamma$ の2相域である 1200°C に加熱後、熱間鍛造、熱間圧延を経て厚さ 5 mm の鋼板とし実験の素材とした。Fig. 1 には各段階での測定項

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 18 日受付 (Received Feb. 18, 1982)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)鋼管製造所 (Steel Tube Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*⁴ 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	N
0.035	0.44	0.38	0.029	0.006	6.25	22.46	0.30	0.018

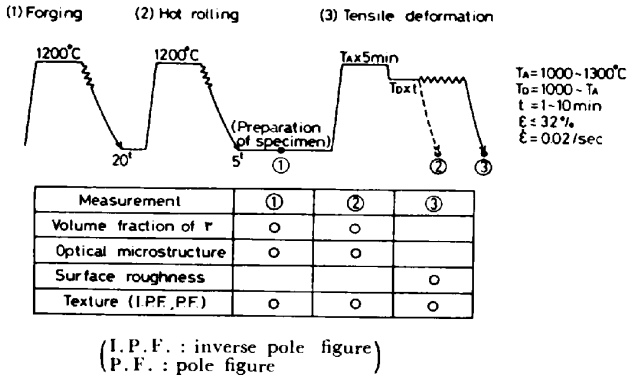


Fig. 1. Schematic representation of experimental procedure.

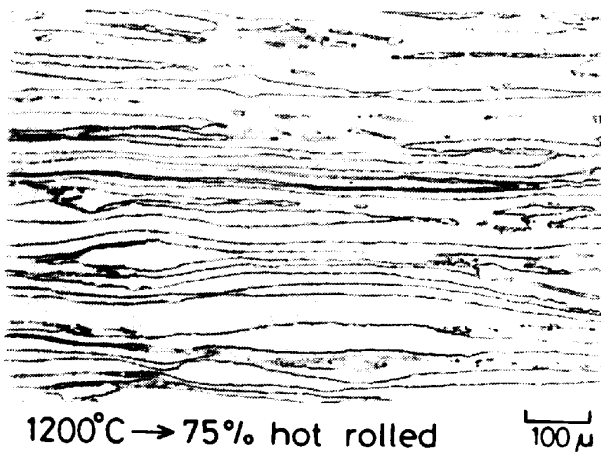


Photo. 1. Microstructure of hot-rolled plate (longitudinal section).

目を併記した。図中 I.P.F. および P.F. はそれぞれ逆極点図、極点図の略である。実験用素材の組織は、Photo. 1 に示すように、母相である δ 相と圧延方向に伸展した島状あるいは層状の γ 相が混在するものであり、その組成比は約 6 対 4 であつた。これらより板面に平行に板厚中心部より圧延方向およびこれと 45°, 90° 方向に、平行部の厚さ 2 mm, 長さ 20 mm の板状引張試験片を採取した。これらをグリーン試験機にて 1000~1300°C の所定の温度に 5 min 加熱後、放冷により種々の温度に約 40°C/s の冷却速度で降温し、γ の析出量、形態を変える目的で 1~10 min の等温保持を行つた後、 2×10^{-2} s の歪み速度で最大 32% までの引張歪みを導入し空冷した。この場合の温度測定、制御は、試験片の平行部に点溶接した熱電対で行つた。引張

歪みを導入したものについて引張方向と直角に表面粗さ計を走査し、表面粗さを測定し、山の高さや谷の深さの平均でこれを評価した。

別にやはり同様の方法で熱処理のみを行い、引張歪みを導入する直前から空冷し、X線回折法による γ 量の測定および顕微鏡組織観察を行つた。

また圧延素材、グリーン試験機による熱処理材、および引張歪み導入材の一部について、δ 相の {200}, γ 相の {200} 極点図を Shultz の反射法によつて α' = 20~90° (α' は板面法線方向から測つた緯角の余角) の範囲で測定した。ランダム強度としては、δ が純 Fe の粉末充填試料、γ が SUS 316 の粉末充填試料からの強度に別に求めた¹²⁾ δ, γ 各相の体積率を乗じたものを用いた。なお測定に用いた X 線源は CoK_α で、その強度は 40 kV-200 mA である。

3. 実験結果および検討

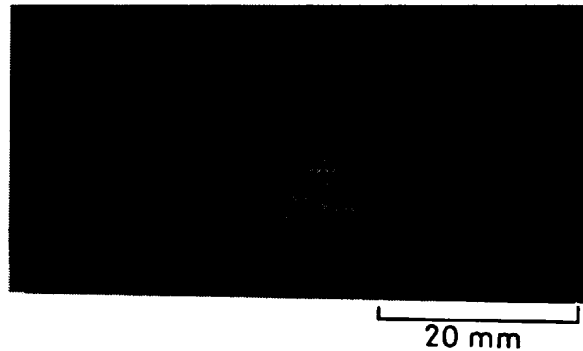
3.1 熱間引張変形時の表面肌荒れ現象および素材圧延方向との関係

熱間引張によつて多かれ少なかれ筋状の表面肌荒れが生じた。これらの外観は大別すれば、Photo. 2 に代表例を示す 2 通りとなる。すなわち、δ 単相となる温度で

(a) 1300°C → 1100°C x 1 min → Tension

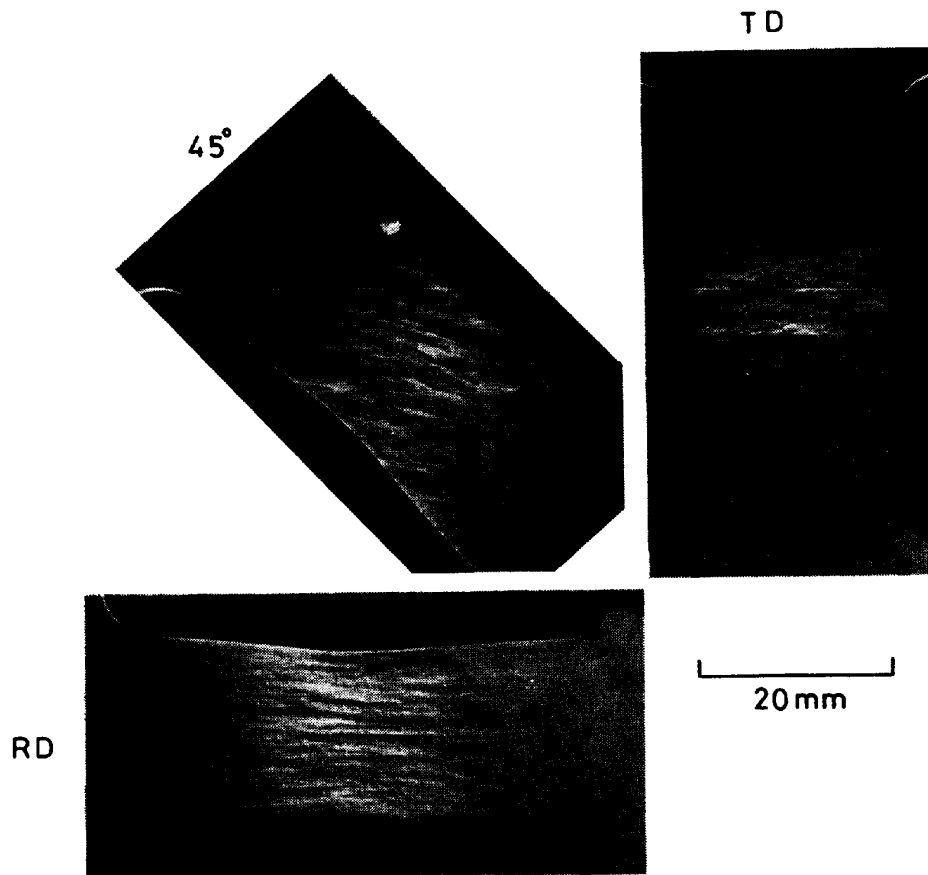


(b) 1100°C x 5 min → Tension



The appearances of surface roughness shown in (a) and (b) will be referred to as Types A and B respectively in the text.

Photo. 2. Typical examples of surface roughness formed by 32% deformation at 1100°C.



R.D. : rolling direction, T.D. : transverse direction, 45° : 45° from both R.D. and T.D.

Photo. 3. Relation between the direction of ridging-like wrinkles (Type B) and that of specimen orientation with reference to rolling direction; pre-heating: 1100°C×5 min, deformation: 32% at 1100°C.

ある 1250°C 以上に加熱したときは, Photo. 2(a) に示すような凹凸の激しい肌荒れを呈するが, $\delta + \gamma$ の 2 相域加熱後のものは Photo. 2 (b) のように畝状を呈する. Photo. 2 (b) のような畝状のしわは Photo. 3 に例示するように引張方向によらず, 素材の圧延方向に沿って発生することがわかった. この現象はフェライトステンレス鋼のリジング現象^{2)~11)} と類似しており, 素材に圧延によつて形成された長軸体を単位とした変形によるものと思われる.

これに対し, 引張前に δ 単相まで加熱したものでは素材の圧延方向の影響をほとんど受けず, δ 粒を単位とする肌荒れを生ずるのみであった. したがつて δ 単相域に加熱する場合は加熱時の δ 粒の粗大化が発生する肌荒れの程度に対して重要な因子となつていことがわかる.

Fig. 2 に引張変形量を変えたときの表面粗さの変化を示す. 肌荒れの形態が Photo. 2(a), (b) (A 型, B 型) のいずれの場合も変形量を増せば表面粗さは増大しており, この現象が塑性変形に起因するものであることは明らかである.

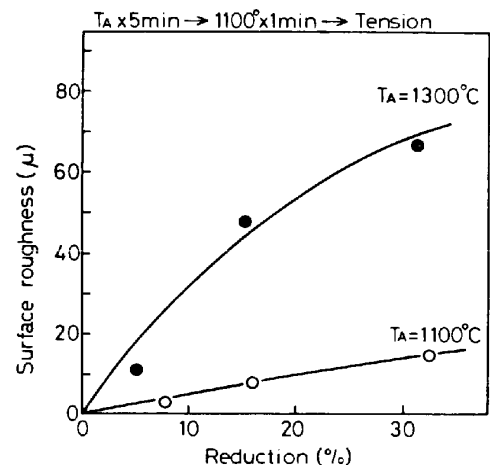
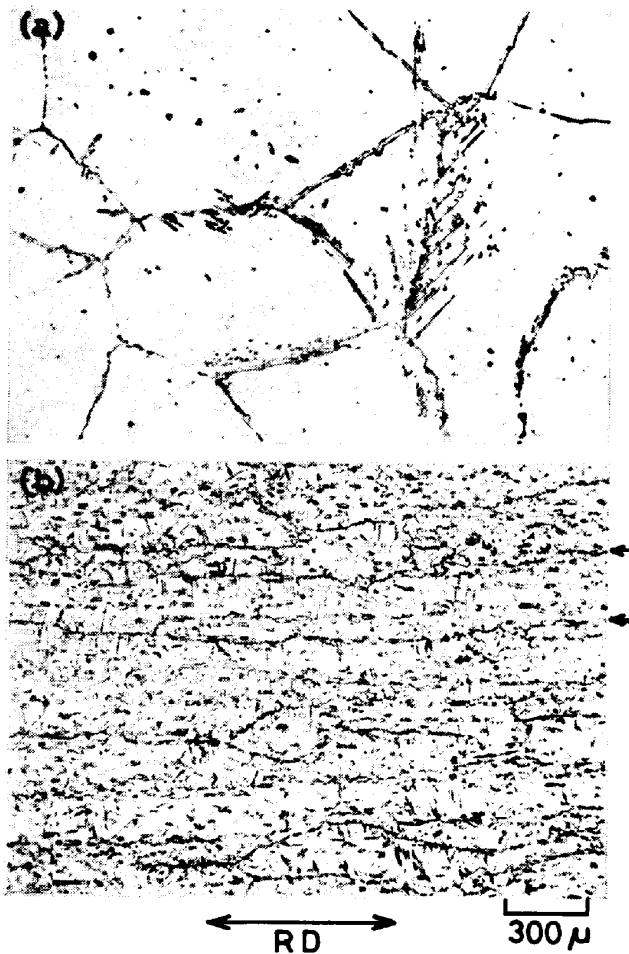


Fig. 2. Influence of tensile deformation on surface roughness.

Photo. 4 に Photo. 2 と対応する引張変形前に空冷したときの顕微鏡組織を示す. 両者で δ 相の粒度が大きく異なる他, γ の量, 分散状況が異なつてい. すなわち δ 単相域で加熱した Photo. 4(a) では δ 相が著しく



(a) Pre-heated at 1300°C for 5 min, cooled to 1100°C and kept for 1 min, and then cooled in air.
 (b) Heated at 1100°C for 5 min and air cooled.
 Photo. 4. Microstructures before tensile deformation corresponding to Photo. 2.

粗大化し、 γ 相は δ 粒界に沿って少量析出しており、 δ 粒内には針状にごく少量存在するのみである。これに対し、 γ 相の存在下で加熱した Photo. 4(b) では γ 相の存在形態が Photo. 4(a) とは全く異なる。すなわち、Photo. 4(b) においてはその粒界を矢印で示すように、 δ 粒は圧延によつて著しく伸長しており、しかも γ 粒は粒内に島状に生成するとともに、 δ 粒内にも連続的に析出している。このように、Photo. 4(b) では Photo. 4(a) のような δ 粒の等軸晶化、粗大化は認められず、圧延素材の組織と類似している。この組織観察結果と Photo. 2(b) のしわを比較すると、伸長した δ 粒の厚みとしわの幅とがほぼ対応することがわかる。したがつて、Photo. 2(a), (b) に見られる A 型、B 型の肌荒れはいずれも δ 粒を単位とした塑性変形によるものであり、両者での形態の違いは δ 粒および γ の析出形態に起因するものと考えられ、次節以下で詳細に検討する。

二相ステンレス鋼において、母相である δ 粒の成長挙動におよぼす結晶構造、化学成分が異なる¹⁾第2相としての γ 相の影響は極めて顕著である。すなわち、今回用いた鋼の場合、 γ 相の量が最大となる 1050~1100°C の温度以下に加熱しても顕微鏡組織上での変化はほとんど見られない。これよりもさらに温度を上げれば、 γ 相は球状化しながらその体積率を減じ、それにつれて γ 粒に pinning された δ 粒界の移動が起こるが、大きく粒成長するまでにはいたらない。 δ 粒の粗大化が開始するのは、 γ 相がほとんど消失する 1250°C 近辺からであり、これ以上の温度では Photo. 4(a) に示したように δ 粒は著しく粗大化する。このように δ 粒の成長を γ 相が阻止する効果は極めて大きく、 γ 相の存在は二相ステンレス鋼の種々の性質を考える上で非常に重要である。

3.2 表面肌荒れ現象におよぼす熱履歴の影響

3.2.1 加熱温度の影響

Fig. 3 に 1100~1300°C に加熱後 1100°C で素材の圧延方向に 32% の引張歪みを導入した試験片についての表面粗さの測定例を示す。なお Fig. 3 のプロファイルは試験片の表と裏の測定位置が対応している。1250°C ないし 1300°C 加熱では A 型 (Photo. 2(a)) の著しい表面肌荒れが見られるが、1100°C 加熱では B 型 (Photo. 2(b)) の軽微なものであり、1200°C 加熱ではその程度がそれらの中間にあつて、形態は A 型と B 型とが混在したものであつた。1250°C 以上の加熱で肌荒れが増大する原因は前項で述べたように主として母相で

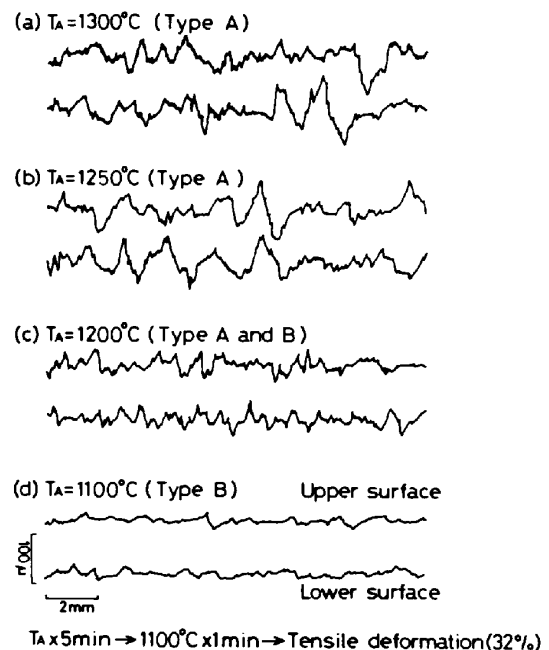


Fig. 3. Influence of heating temperature before tensile deformation on surface roughness.

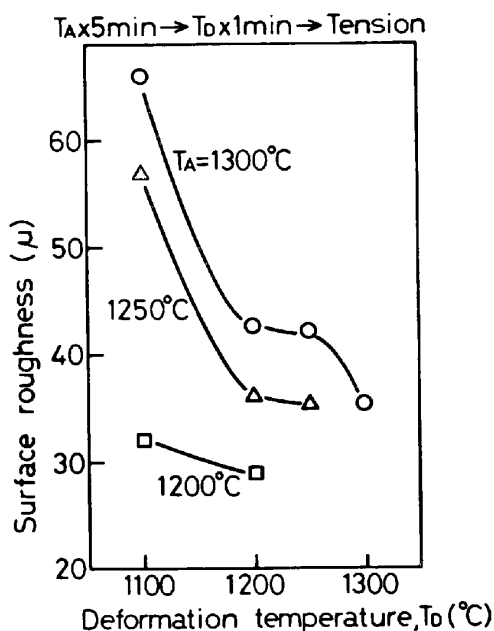


Fig. 4. Influence of deformation temperature on surface roughness.

ある δ 粒の粗大化によると考えられるが、大きく異なる γ 相の量と形態にも起因していると思われ、両者の影響の大小については後述する。

3.2.2 変形温度の影響

Fig. 4 に示すように、同じ加熱温度でも変形温度が下ると肌荒れの程度は大きくなっている。この原因は、 $\delta+\gamma$ の2相域である1200°Cに加熱した後同温度での変形に比べ、1100°Cで変形した場合の表面粗さの増大よりも δ 単相域である1250°Cあるいは1300°Cに加熱後 γ が析出する1100°Cに降温したときの肌荒れの増大の方が著しいことから、変形時の γ 相の形態が影響していると思われる。このときの組織変化は、1200°C加熱後の1200°C変形と1100°C変形時とでは γ 相の量は多少異っていたが、その形態は島状あるいは層状で差がなかった。これに対し、1250°Cあるいは1300°C加熱後の1200°C以上の温度での変形時には γ 相はほとんど析出していないが、1100°Cに降温した場合、主として δ 粒界に沿った γ の連続的な析出が見られた。

したがって δ 粒を包む形でフィルム状に存在する γ 相は、変形時の肌荒れを助長することがわかる。この原因は、高温で硬い γ の殻が軟らかい δ 粒内の変形を拘束するためと考えられる。

3.2.3 γ 相の析出形態との関連

Fig. 5 に1200~1300°Cの所定の温度に加熱後、2相域である1100°Cでの変形前の保持時間をかえて γ

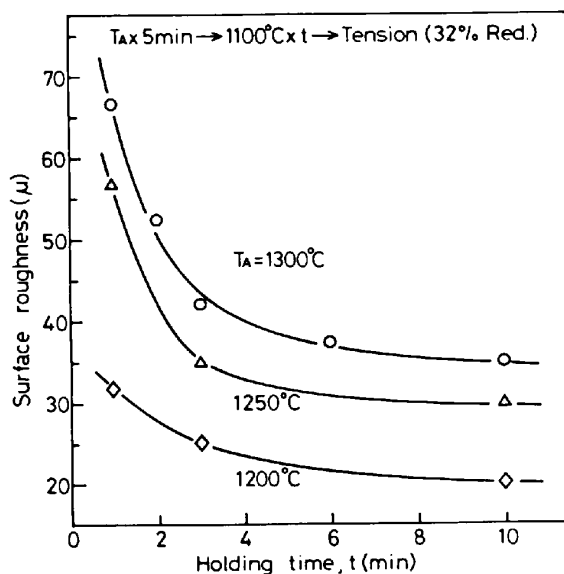


Fig. 5. Influence of holding time at a deformation temperature prior to tensile test on surface roughness.

の析出量、形態を変えたときの肌荒れの変化を示す。保持時間の増加に伴い肌荒れの程度が減少している。特に δ 単相域加熱後2相域に降温した場合の保持時間が1minから3minにかけての減少が著しい。この変化は γ 相が δ 粒界にフィルム状に析出した状態から δ 粒内にも析出し始める組織上の変化と対応しており、 γ の δ 粒内析出が肌荒れを抑制することがわかる。組織変化の例をPhoto. 5に示す。1300°C加熱後の1100°Cでの保持時間と γ 量との関係をFig. 6に示す。表面直下の γ 量は約3minで飽和しているが、中心部では10min保持でも飽和していなかった。表面層と中心部での析出速度の違いは1100°Cに降温するときの冷却速度の差によるものと考えられる。肌荒れの減少のしかたは10min以内で飽和しており、このことは δ 粒内の γ の析出が肌荒れを抑制する効果は、初期の析出で大きく影響を受けるが、その後の析出量の増大によつてはあまり影響されないことを示している。2相域である1200°C加熱後の1100°C保持では先在する γ が成長するのみで γ 量が若干増大する程度であり、肌荒れの軽減の程度も小さい(Fig. 5)。

3.3 集合組織との関連および影響因子について

3.3.1 集合組織との関連

単相の材料での結晶方位による機械的性質の変化はよく知られているが、複数の相をもつものについての報告例は少ない。この原因は2相の材料では母相の結晶方位による性質の差よりも第2相の存在、およびその量、形態による差の方がはるかに優先して効くためと思われる。

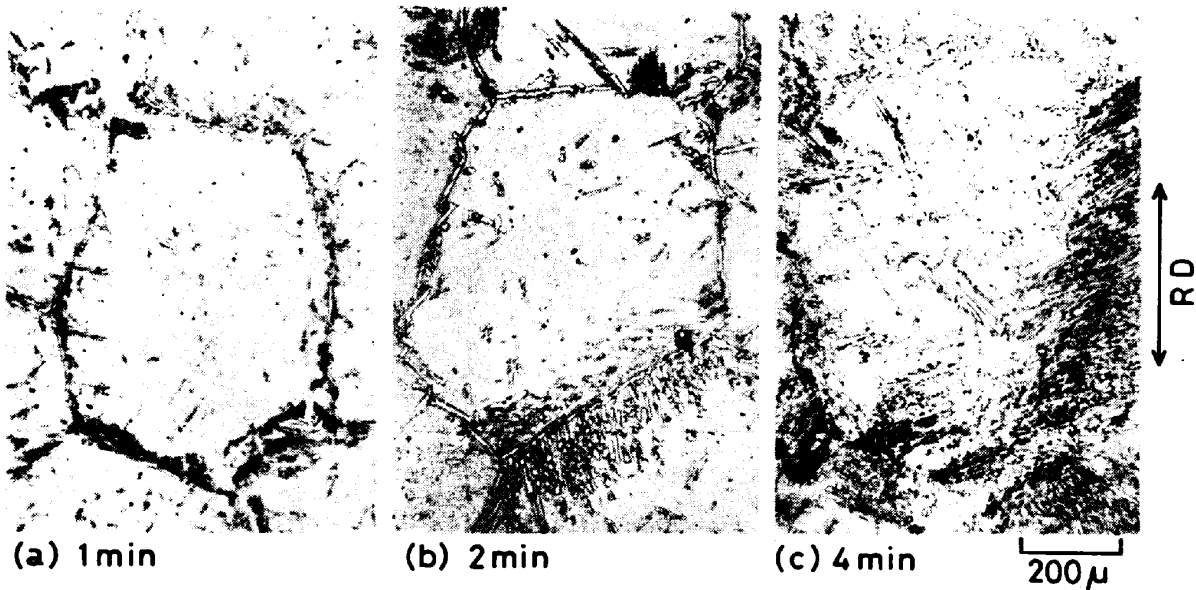


Photo. 5. Change of microstructures by holding at 1100°C after pre-heating at 1300°C.

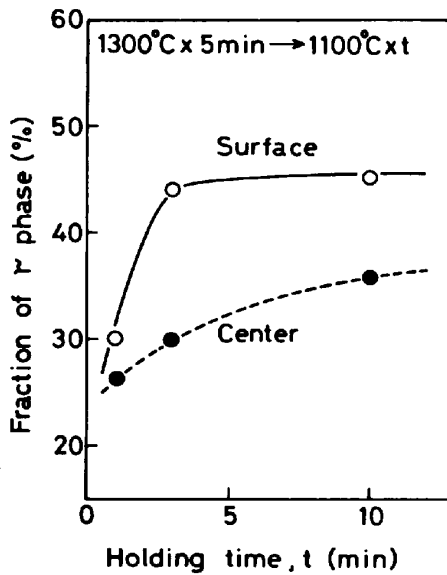


Fig. 6. Change of γ phase fraction with holding time at 1100°C after pre-heating at 1300°C for 5 min.

る。また集合組織の測定そのものが困難であること、すなわち、2相を分離して測定し規格化するのが困難であることにも起因していると思われる。また一般に2相材料では他相の存在のために再結晶による結晶粒の微細化が起りにくいと思われ、粗粒であることがX線回折で測定したときの統計的処理を困難にしていることも一因であろう。今回の測定においても、やはり結晶粒は粗大であり、精度の高いデータは得られなかったと思われる。

Fig. 7 は熱延素材の δ 相の $\{200\}$ 極点図であり、板

面法線方向 (ND) と圧延方向 (RD) のものについて示した。いずれも板厚中心部から試料を採取したものであり、RD のものは表面から 1.5 mm ずつを除去したものを重ね合せて測定した。熱延板の試料採取位置によって極点図にかなりばらつきがあり、Fig. 7 は代表的なものである。ばらつきの原因は、上記の粗大粒であることその他に、熱延板では鍛造後再加熱しているにもかかわらず、この温度が2相域である1200°Cであったために、組織が再結晶によつてほとんどこわれず、鍛造の影響を引き継いでいるためと思われる。しかし、いずれの試料においても ND // $\langle 100 \rangle$ が非常に強く、RD // $\langle 001 \rangle$ もかなり強かつた。このことから、圧延素材の集合組織は、ND // $\langle 100 \rangle$ の繊維集合組織と $\{100\} \langle 001 \rangle$ 成分が主体であると判断される。この段階での γ の集合組織はほぼランダムであり、特に規則性は認められなかつた。これらのことは、いずれも2相鋼であることに起因すると思われる。すなわち、今回得られた集合組織はフェライト単相のものとは異なつた不安定な方位にあり¹³⁾、 δ よりもかたい γ は、加工の程度が少なかつたと考えれば理解できる。

Fig. 7 に示した集合組織をもつ材料を 1100°C に加熱しても集合組織にほとんど差は見られなかつた。今回調査した表面肌荒れ現象と類似しているフェライトステンレス鋼で知られているリジングの発生機構は、集合組織との関連で種々論じられている^{2)~4)}が、今回の問題においては、むしろ第2相としての γ の存在と形態が重要なのであつて、集合組織との直接的関連はないように思える。 δ 単相域に加熱した場合は粗大化が著しく、集合

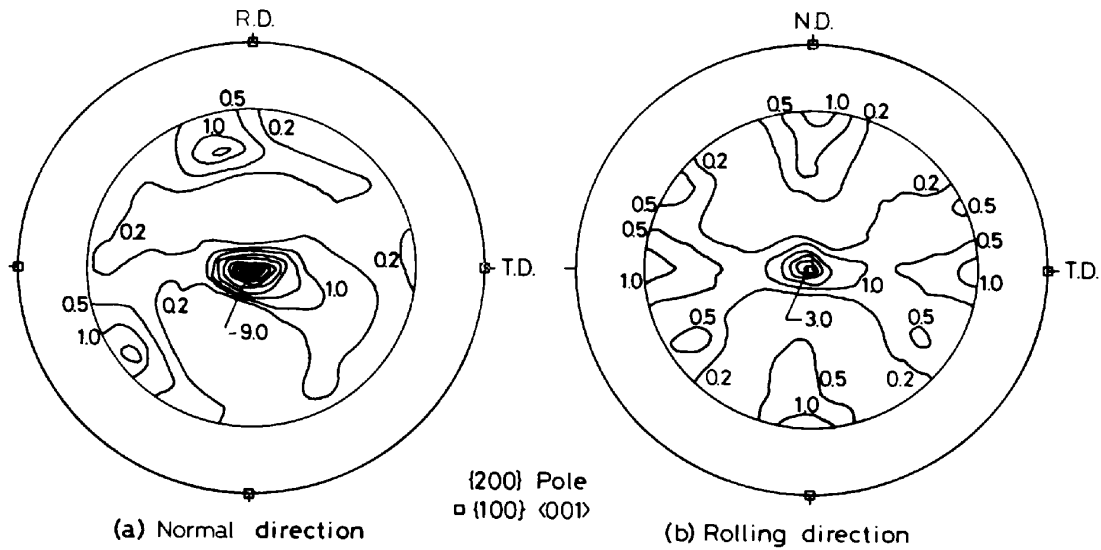


Fig. 7. Typical examples of {200} pole figures of δ -ferrite in the specimen prepared from hot rolled plate.

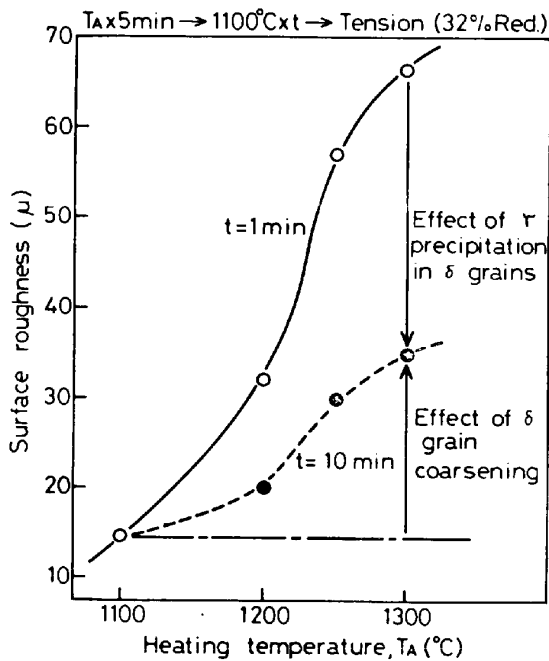


Fig. 8. Influence of prior thermal history on surface roughness.

組織の調査は行っていない。Fig. 3 に示したような表面粗さのプロファイルについても、CHAO²⁾³⁾ あるいは武智⁴⁾ が主張しているような規則性は特に認められなかった。

3.3.2 表面肌荒れ現象に影響をおよぼす因子についての考察

既に述べたように、集合組織はあまり重要ではなく、母相である δ の粒度と γ の存在形態が最も重要であることがわかった。しかし、それぞれの影響の大きさについ

ては明らかでない。そこで 1100°C 変形の場合の加熱温度と表面粗さとの関係を保持時間が 1 min と 10 min のものについて整理し、Fig. 8 に示した。 δ 単相域加熱後の 1100°C、1 min 保持では粗大化した δ の粒界に連続的に γ が析出した場合であり、10 min 保持材では粒界析出に加えて粒内にも十分析出し、表面粗さの時間変化もほぼ飽和した場合である (Fig. 6, Photo. 5)。2相域である 1200°C 加熱後の 1100°C 保持によつては、 δ 粒度はほとんど変わらず、球状化した γ のみが増大していた。この場合は、 γ の析出によると考えられる表面粗さの時間変化が、 δ 単相域加熱材に比べて小さい。したがって 10 min 保持材での加熱温度の上昇による表面粗さの増大は、 δ 粒の粗大化によるものと考えられ、1 min 保持材との差が γ の粒内析出あるいは球状 γ の成長によるものと解釈される。Fig. 8 から δ 単相域加熱による δ 粒の粗大化の影響よりもむしろ γ の析出形態の影響の方が大きいことがわかる。

4. 総 括

22.5%Cr-6.25Ni を主成分とし、母相であるフェライト (δ) と第 2 相であるオーステナイト (γ) の 2 相組織を有するステンレス鋼を用いて、熱間加工時の表面肌荒れ現象を熱間引張変形で再現し、影響因子について検討した。

(1) 熱間圧延後、 $\delta + \gamma$ 2 相域加熱および 1250°C 以上の δ 単相域に加熱後、高温引張変形すると、前者には粗大化した δ 粒を単位とする凹凸の激しい肌荒れ (A 型)、後者には圧延時に伸長した δ 粒を単位とした筋状

の肌荒れ (B 型) が発生した。

(2) 肌荒れの程度は, 変形温度, 変形前の熱履歴によつて大きく影響され, 同じ変形温度では加熱温度が高い程, また同一加熱条件では変形温度が低い程, 肌荒れは顕著となり, その影響のされ方は B 型よりも A 型でより著しい。加熱温度の上昇による肌荒れの増大は主として δ 粒の粗大化によるものであり, 変形温度の低下による肌荒れの増大は第 2 相である γ の析出形態の違いによるものと考えられる。

(3) 肌荒れの程度が特に著しい δ 単相域加熱でも, δ 単相域変形より γ が δ 粒界に連続的に析出した $\delta+\gamma$ 2 相域変形での肌荒れがより顕著であつた。

(4) $\delta+\gamma$ 2 相域での変形前の保持時間を長くして δ 粒内にも多量に γ を析出させることによつて肌荒れは軽減される。

(5) これらのことは, いずれも γ の消失と析出, 析出形態および母相である δ の粒成長挙動により説明できる。すなわち, γ が消失することによる δ 粒の粗大化は δ 粒を単位とした肌荒れを増大し, さらに δ 粒を包む形で δ 粒界にフィルム状に析出した母相よりも硬い γ がこれを助長する。これに対し, γ の粒界析出に続く粒内析出は肌荒れを著しく抑制することがわかつた。

本研究の機会を与えられ, 発表を許可された住友金属

工業(株)取締役, 中央技術研究所長, 西岡邦夫博士に感謝いたします。また有益な助言を賜つた寺崎富久長博士, 藤野允克博士, グリーブル試験機での引張試験に御協力いただいた大谷泰夫博士および山本利明氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) 小若正倫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 657
- 2) H. C. CHAO: Trans. ASM, 60 (1967), p. 37
- 3) H. C. CHAO: Metall. Trans., 4 (1973), p. 1183
- 4) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 717
- 5) 大橋延夫: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 717
- 6) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 569, 33 (1969), p. 1017, p. 1121
- 7) R. N. WRIGHT: Metall. Trans., 3 (1972), p. 84
- 8) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 440, p. 731, p. 1059
- 9) 宮地博文, 渡辺 敏: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 194
- 10) 鈴木敬治郎, 浅見昭三郎, 鈴木積善: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 295, 64 (1978), p. 117
- 11) 鈴木敬治郎, 浅見昭三郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1766
- 12) 藤野允克, 松本義郎, 前原泰裕: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2039
- 13) 例えば, 長嶋晋一: 集合組織 (日本金属学会編) (1966, p. 16