

Fig. 3. Softening curves of X-11 and Y-11.

中で 1 h 加熱水冷して硬度測定を行ない、Mn が軟化におよぼす影響を検討した。その結果を Fig. 3 に示す。この図から凝固点の低い 10% Mn を含む合金の方が、凝固点の高い N-155 系合金よりもかえって軟化し難いことが知られる。このことは Mn 10% を含むこの系の合金が 700~800°C での使用に適していることを暗示している。

(4) 顕微鏡組織

X, Y 系列を数試料選び、鑄造試料は 1200°C, 1250°C, 1300°C に 1 時間加熱水冷して鑄造組織の消え方と Mn の影響について検討した。1300°C で 1 時間加熱しても X-11 (1.53% Mn) は鑄造組織がまだ残っているが、Y-11 (10.08% Mn) は完全に消えている。Y 系列の方が X 系列に比べ鑄造組織が消えやすいことは他の試料でも同様である。次に析出物が素地に固溶する温度の高低を、900°C × 64 時間加熱して時効析出させた鍛造試料について求めた。すなわちこれらの試料を 1000°C, 1100°C, 1200°C, 1300°C に 1 時間加熱水冷したところ、時効のままの組織は C, N がほぼ同じならば Y 系列のものが X 系列のものに比べて析出が多いにもかかわらず 1100°C, 1200°C と高温になるにしたがい、一般に Y 系列の方が析出物がより容易に溶け込む傾向が見られた。また 1200°C では X-332, Y-33 のいずれも結晶粒が粗大化するが、後者の方が粗大化の傾向が大きく、未溶解のものは少ない。1300°C になると Y-33 は酸化崩解するが、X-332 はそのようなことがなく、析出物はほとんど溶け込んでいる。以上の結果から Mn が増すと C, N の固溶度が増えることが推察される。

III. 結 言

N-155 合金中の Ni を Mn で置換えることにより鍛造性が向上するが、その原因を検討して次の結果を得た。

- C, N がほぼ同量ならば Mn の高いものは、
- 1. 変形抵抗が減少する
- 2. 凝固点が低下する
- 3. C, N の固溶度が低下し、拡散が容易となるため鑄造組織が消えやすくなる

しかし高 Mn 系合金は 900°C 以下の温度では軟化抵抗が大きく適量の C, N の添加により高クリープ強度

Table 1. Chemical composition of specimen. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Sol. Al	N
0.16	0.29	0.76	0.017	0.008	0.15	0.07	1.02	0.030	0.0108

の合金がえられる。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 佐藤: 鉄と鋼, 46 (1960), 1419~1421.

669.15-199.56:620.186.8
6621.7.016.2

(94) オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工時の加工温度と冷却速度の影響

(オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工および熱処理の影響—II)

愛知製鋼

P.500 ~ 宮川 哲夫・小田 昭午

Effect of Hot-Working Temperature and Cooling Rate after Hot-Working on Austenite Grain Size.

(Effect of hot-working and heat treatment on austenite grain size—II)

Tetsuo MIYAGAWA and Shōgo ODA.

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒度におよぼす熱間加工時の鍛圧比および加工温度の影響については、すでに報告したが¹⁾今回は加工温度とその後の冷却速度が結晶粒度におよぼす相互作用について実験を行なった。

II. 供 試 鋼

供試鋼は SCr 21 であり化学組成を Table 1 に示す。素材は 70mm φ の熱間圧延材である。

III. 実 験 要 領

素材を 1100~1200°C に約 1 h 加熱した後、それぞれ表面温度が 1000°C, 900°C および 800°C に達するまで空冷しその温度で鍛造を開始し 15mm 角まで鍛造した。これら 3 種類の温度で鍛造したそれぞれの鋼材を次の 5 種類の方法で冷却した。

1. わら灰中で常温に達するまで徐冷
2. わら灰中で 60 mn 徐冷した後空冷
3. わら灰中で 30 mn 徐冷した後空冷
4. わら灰中で 10 mn 徐冷した後空冷
5. 空冷

以上の条件で加工した鋼材のオーステナイト結晶粒の成長特性曲線を求めた。結晶粒の測定は 6 h 加熱の滲炭法により、加熱温度は 875°C, 925°C, 975°C および 1025°C を選んだ。その他の条件は前報に準じた。

鍛造の際、表面温度が 1000°C, 900°C および 800°C に達した時に鍛造を開始したが鍛造中に温度の変化があり加工終了温度は若干変化した。すなわち 900°C の場合は加工終了温度が約 910°C となり、800°C の場合は 850°C~870°C となつた。なお 1000°C の場合は鍛造を終了するまでほとんど温度の変化は認められなかつた。

Table 2. Austenite grain size in steels that were hot-worked under various conditions.

Condition of steels		Grain size No.		Distribution (% of area)						Mean values
		No. 8	No. 7	No. 6	No. 5	No. 4	No. 3	No. 2	No. 1	
Forging temp. 1000°C	Slowly cooled to room temp.	61	25	14						7.5
	Air-cooled after 60 mn slow cooling	75	16	9						7.7
	Air-cooled after 30 mn slow cooling	82	18							7.8
	Air-cooled after 10 mn slow cooling	81	18	1						7.8
	Air-cooled	80	11		4	2	3			7.5
Forging temp. 900°C	Slowly cooled to room temp.	79	21							7.8
	Air-cooled after 60 mn slow cooling	82	18							7.8
	Air-cooled after 30 mn slow cooling	76	24							7.8
	Air-cooled after 10 mn slow cooling	86	14							7.9
	Air-cooled	43	11				3	7	32	4.8
Forging temp. 800°C	Slowly cooled to room temp.	84	16							7.8
	Air-cooled after 60 mn slow cooling	80	20							7.8
	Air-cooled after 30 mn slow cooling	86	6	2				5	1	7.5
	Air-cooled after 10 mn slow cooling	76	9					15		7.0
	Air-cooled	28	7			1			64	3.4

また結晶粒度を測定した後それらの鋼材の AIN の形態および分布をエクストラクションレプリカ法により電子顕微鏡で観察した。

IV. 実験結果および考察

925°C×6h 加熱の平均粒度と粒度分布を Table 2 に示す。平均粒度番号および粒度分布をみると各鍛造温度とも鍛造空冷したものは徐冷した鋼材にくらべ平均粒度番号は小さくなり、かつ混粒となる傾向にある。また鍛造温度の影響をみると 800°C 鍛造の場合は 30 mn および 10 mn 徐冷後空冷したのも混粒となつてゐるが、900°C および 1000°C 鍛造の鋼材は 10 mn 徐冷すればすでに混粒は認められてゐない。

さらにこれら鋼材の結晶成長特性曲線の一例を Fig. 1 および Fig. 2 に示した。Fig. 1 は 800°C で鍛造しその後の冷却速度の影響を見たものであり、Fig. 2 は鍛造後空冷した鋼材につき鍛造温度の影響を比較してみたものである。800°C で鍛造した鋼材についてみると常温まで徐冷したものと 60 mn 徐冷後空冷したものが最も粗大化温度が高く、30 mn および 10 mn 徐冷したものがそれにつき、空冷したものの粗大化温度が最も低い。1000°C および 900°C で鍛造した鋼材についても同様に空冷したものより徐冷したものの粗大化温度が高く、さらに徐冷の中でも徐冷時間の長いもの程粗大化温度の高

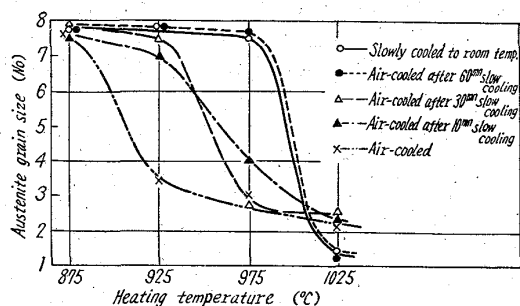


Fig. 1. Effect of cooling rate after forging on growth characteristics of austenite grains in steel.

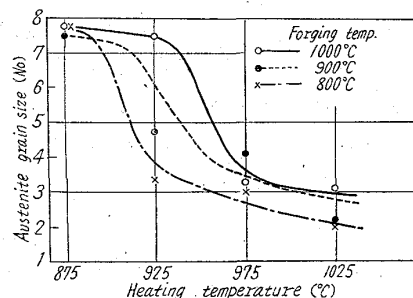
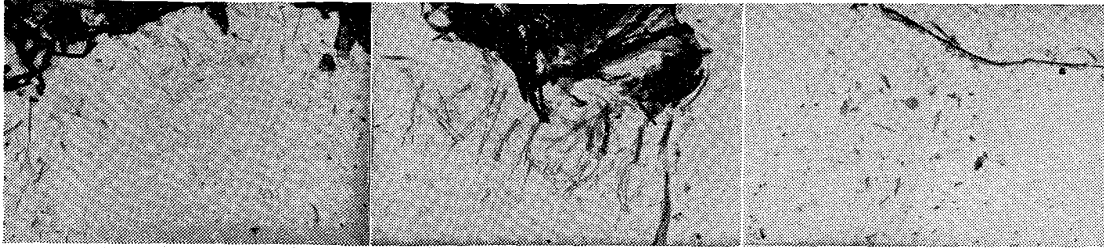


Fig. 2. Effect of forging temperature on growth characteristics of austenite grains in steel. (Cooling rate: Air-cooled)

くなる傾向が認められた。一方鍛造温度の影響については Fig. 2 に見られる通り 1000°C 鍛造の鋼材の粗大化温度が最も高く 900°C 鍛造のものがそれにつき 800°C 鍛造の場合が最も低くなつてゐる。すなわち熱間加工温度の低い程粗大化温度の低くなることが認められた。

加工温度およびその後の冷却速度の影響を受けオーステナイト結晶粒度の異なつた鋼材に析出している AIN の電子顕微鏡写真の一例を Photo. 1 に示す。AIN の形態を比較すると 1000°C 鍛造後常温まで徐冷したものおよび 800°C 鍛造後空冷したものの AIN は明瞭な柱状結晶をなしているが 1000°C 鍛造後空冷したものは細長い繊維状の結晶をなしている。その分布は 1000°C 鍛造後常温まで徐冷したものおよび空冷したものの AIN はフェライトとパーライトの境界面に近いフェライト側に境界面に直角方向に列ぶ傾向が認められる。冷却に伴う変態の際フェライトとオーステナイトの N 溶解度の差からオーステナイトに N が拡散移動しパーライトとフェライトの境界面に多く析出したものと考えられる。1000°C 鍛造後空冷した場合の方が徐冷した場合よりも AIN の結晶の細長いのは変態速度が大きいために起つた現象と考えられる。フェライトの中心部にはほとんど AIN を認めることは出来なかつた。800°C 鍛造後空冷したも



a) Slowly cooled to room temperature after forging at 1000°C., ×10,000 (1/2) b) Air-cooled after forging at 1000°C. ×20,000 (1/2) c) Air-cooled after forging at 800°C. ×10,000 (1/2)

Photo. 1. The AlN precipitates extracted from steels.

のにはフェライトの各所に短い柱状晶をなした AlN が認められた。低温で加工されているために加工中の結晶の沁りおよびその後の再結晶の段階に AlN が析出し、その段階では核の生成頻度が大きいために比較的均一に AlN が分布したものと考えられる。

オーステナイト結晶粒の粗大化阻止作用の点から AlN がフェライトとパーライトの境界面に多く析出した場合には粗大化阻止効果が大きく、比較的均一に AlN が分布した場合、いいかえると微細な AlN がまばらに分散している状態では粒界面の移動を阻止する効果が比較的小さいことを物語っている。粗大化阻止効果をあげるためにはオーステナイト結晶粒の小さい状態でフェライトとパーライトの境界面に AlN を偏析せしめることが望ましい。

V. 結 言

- (1) 加工温度は高い方が結晶粒の粗大化温度は高い。
- (2) 本実験の加工温度範囲では加工後の冷却速度は遅い方がオーステナイトの結晶粗大化温度は高かった。
- (3) オーステナイトの結晶の粗大化温度の高い鋼材の AlN はフェライトとパーライトの境界面に偏析する傾向があり、粗大化温度の低い鋼材の AlN は比較的均一に分布する傾向にある。

文 献

- 1) 荒川, 小田: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1354.

(95) ホットストリップ仕上圧延機 1 号および 2 号スタンド用ロールの肌荒れの実態およびその機構について

(ホットストリップ仕上圧延機用粗ロールの肌荒れ防止に関する研究—I)

関東特殊製鋼 岡 友 美

Actual Conditions and Mechanism of Roll Wear in No. 1 and No. 2 Stands in Finishing Trains of a Hot Strip Mill.

(Study on prevention of roll wear in roughing stands in finishing trains of a hot strip mill—I)

Tomomi Oka.

I. 結 言

ホットストリップ仕上圧延機用ワークロールの肌荒れ

は、1 号～2 号スタンドにおいて、特に大きな問題となつている。これらのロールに特有なある種の肌荒れが冷延コイルのスケール疵の原因をなしているからである。

従来は、ホット

ストリップ仕上用ワークロールとしては、1～6 号の各スタンドに共通にいわゆるニッケルグレンロールが用いられてきたが、この種のロールは耐肌荒れ性の要求される 1～2 号スタンドでは、その要求を満たし得なくなつているため、性能の向上が要望されている。

本研究は、この問題を、1～2 号専用の新規の鑄鉄ロールを制作することによつて解決しようとして行なつたものである。そのためにまず、従来のロールの肌荒れの実態をしらべ、その発生機構に関して考察を加え、これによつて肌荒れしにくいロールの具備すべき必要条件を導きだした。本報告はこれらをまとめたものである。

ロールは圧延の進むにつれて摩耗し、次第に平滑さを失い直径を減少してゆくが、摩耗は必しも均一には進まないで、ロールの表面に緩やかな凹凸ができてくる。同時にマイクロホール、微小クラック、スケール被膜も形成される。本研究では、この状態を摩耗による肌荒れとよぶこととする。さらに圧延を続ければ、遂には特有の引かき疵を発生して、これがストリップにスケール疵を与えるようになる。わが国では、この肌荒れ状態がバンディングとよばれている場合もあるが、この疵は一種のミクロスポーリングがロールの周方向に連続的に起ることによつて生じるものであつて、本研究では、これを streak spalling による肌荒れとよぶこととする。バンディングは、文献によれば、スケール巻きを指しているものと解せられる。

II. 肌荒れの実態

1～3 号スタンド用ロールの肌荒れは、摩耗による肌荒れと streak spalling による肌荒れとに大別される。後者は多くの場合、黒色のロール面上に、金属光沢をもつたザラザラした肌をもつて現われるので、外観的に容易に区別される。

ロールの肌荒れ面に鉛の小円板をうちつけて肌荒れのプリントを採取し、低倍率の触針式粗度計によつてそのプロフィールを記録させると、摩耗による肌荒れは、ロールの軸方向には、解放時においても、高々 0.06mm 以下の高さをもつた緩やかな波として表わされる。円周方向ではさらに一層平滑であつて、これが一つの特徴となつている。この肌荒れが製品におよぼす悪影響は少ない。

しかしながら、その表面を被っているスケール膜の下には、肉眼的な大きさから顕微鏡的な大きさにおよぶ微小クラックの網目とマイクロホールが多数形成されている。マイクロホールは相互に微小クラックによつてつながれておりその中にはスケールが溜つている。大型のものは深さ 0.3mm 程度で口は大きく拡がっている。した