

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.33 (2001) No.1

機械設備の保全技術特集号

連続鋳造用ロールの長寿命化技術

Techniques for Long Life Materials Applied to Continuous Caster Roll

佐藤 裕二 (Yuji Satoh) 山村 恭 (Takashi Yamamura) 瀧本 高史 (Takafumi Takimoto)

要旨：

長寿命化がもたらす生産性の向上と省エネ・省資源を目的に熱サイクルと水蒸気による複合損傷に長期間耐えるロール用合金を開発した。ロールの外部冷却設備のない緩冷却タイプには高温強度に優れた耐熱ステンレス肉盛合金 Super KBS, 外部冷却のある強冷却タイプには中常温耐食性に優れる析出硬化系ステンレス肉盛合金 W630 をそれぞれ開発した。開発過程において、熱き裂は高温の物理的性質、機械的性質に相関し、水蒸気酸化は暴露される温度の金属組織に影響を受けることを見出した。開発した合金を緩冷却、強冷却連続鋳造機で試用し、その後工業的規模で適用した結果、連続鋳造用ロールの長寿命化を図ることができた。

Synopsis：

The purpose of caster roll investigations is to improve productivity and to contribute to energy and resources saving by means of prolongation of caster roll lives. The experimental results show that thermal cracking is well correlated in terms of physical and mechanical properties of the rolls while steam oxidation is correlated with metallurgical structure at oxidation temperatures. The authors have successfully developed a heat resistant overlay alloy, "Super KBS", and a precipitation hardening overlay alloy, "W630", for a caster roll equipped with no external cooling device and for that equipped with an external cooling device, respectively. The two newly developed alloys have been applied to full-scale commercial caster rolls, consequently achieving the prolongation of caster roll lives.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Techniques for Long Life Materials Applied to Continuous Caster Roll



佐藤 裕二
Yuji Satoh

千葉製鉄所 設備技術
部設備技術室 主査
(課長補)



山村 恭
Takashi Yamamura

水島製鉄所 設備技術
部設備技術室 主査
(主席掛長)



瀧本 高史
Takafumi Takimoto

千葉製鉄所 設備技術
部長

要旨

長寿命化がもたらす生産性の向上と省エネ・省資源を目的に熱サイクルと水蒸気による複合損傷に長期間耐えるロール用合金を開発した。ロールの外部冷却設備のない緩冷却タイプには高温強度に優れた耐熱ステンレス肉盛合金 Super KBS, 外部冷却のある強冷却タイプには中常温耐食性に優れた析出硬化系ステンレス肉盛合金 W 630 をそれぞれ開発した。開発過程において、熱き裂は高温の物理的性質、機械的性質に相関し、水蒸気酸化は暴露される温度の金属組織に影響を受けることを見出した。開発した合金を緩冷却、強冷却連続鑄造機で試用し、その後工業的規模で適用した結果、連続鑄造用ロールの長寿命化を図ることができた。

Synopsis:

The purpose of caster roll investigations is to improve productivity and to contribute to energy and resources saving by means of prolongation of caster roll lives. The experimental results show that thermal cracking is well correlated in terms of physical and mechanical properties of the rolls while steam oxidation is correlated with metallurgical structure at oxidation temperatures. The authors have successfully developed a heat resistant overlay alloy, "Super KBS", and a precipitation hardening overlay alloy, "W 630", for a caster roll equipped with no external cooling device and for that equipped with an external cooling device, respectively. The two newly developed alloys have been applied to full-scale commercial caster rolls, consequently achieving the prolongation of caster roll lives.

1 緒 言

凝固過程のスラブを加工・搬送する連続鑄造機用ロール（連鑄ロール）は赤熱スラブと冷却水への接触を繰返し、熱き裂と水蒸気酸化が複合した損傷を受ける。このロール寿命は製鉄設備の中でも生産性や保全費に大きな影響を与えることから、多くの研究¹⁻⁹⁾がなされてきた。川崎製鉄でも系統的、継続的にこれらのロールの劣化、損傷機構の研究¹⁰⁻¹²⁾を進め、ロールに必要な性能は耐熱き裂性と耐水蒸気酸化性であること¹³⁾を明らかにした。さらに、熱き裂は肉盛溶接ビード中央の伸長型旧 γ 粒界に沿って進展し再熱 HAZ に生じた熱き裂は凝固方向に伸びた結晶粒形状と再熱による細粒効果によって、ロール半径方向から凝固方向に曲げられ、深く進展しないこと¹⁴⁾、高温水蒸気環境では Ni の外方拡散により安定酸化物層が形成されにくいこと¹⁵⁾も明らかにした。本報告では、それらの知見によって絞り込んだ研究指針に基づいて創製した緩冷却用と強冷却用ロール合金の性質と性能および生産設備において工業的規模で使用した実用成果について述べる。

2 使用環境に対する材料設計思想

2.1 緩冷却用連鑄ロール材料

緩冷却連続鑄造機ではロールの軸水冷は施されているものの、外面はスラブの冷却水が飛散する程度であり表面温度が高くなる。

したがって、熱き裂に対し要求されるのは高温強度であり、使用中にその強度の低下を阻止するように析出強化していくことが必要である。マルテンサイト強化だけに頼ると、短期間のうちにラスの合体、崩壊によってその効果が失われる¹⁶⁾。

一方、高温水蒸気酸化に対しては Cr_2O_3 の緻密な酸化物層を形成させるため、 A_1 変態点を下げるオーステナイト形成元素の添加量を少なくすることが必要である¹⁷⁾。

2.2 強冷却用連鑄ロール

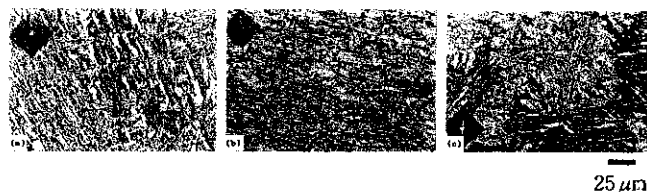
強冷却連続鑄造機ではロールの軸水冷に加えて、外部冷却用スプレノズルが設備されておりロール表面温度は低くなる。ここで使用される合金は耐熱き裂の観点から、容易に析出強化できて 400°C 程度の中温以下で強度の高いものが望まれる。また、中温域での耐食性、耐水蒸気酸化性に優れることが必要である。これらのことから、強冷却連鑄ロールには析出硬化系ステンレス鋼が適しており、その弱点である中高温域での靱性を改善することが要点となる。

* 平成12年11月6日原稿受付

Table 1 Benchmark compositions of overlay materials

Name	Compositions (mass%)	Welding method	Remarks
W 240	0.08C-13.3Cr-4.0Ni	SAW (Band)	Conventional overlay
Super KBS	0.16C-12.9Cr-0.1Ni-Co, Mo, V, Cu	SAW (Band)	Developed overlay
W 630	0.04C-17.1Cr-4.5Ni-4.5Cu-0.12Nb	SAW (FCW)	Developed overlay

SAW: Submerged arc welding, Band: 50 mm wide strip welding, FCW: $\phi 3.2$ flux cored wire welding



(a) W 240, PWHT 625°C × 4 h (b) Super KBS, PWHT 625°C × 4 h (c) W 630, PWHT 620°C × 4 h

Photo 1 Examples of microstructure of overlay materials

3 開発材料の基礎的性質

3.1 化学成分と創製法

従来材 W 240 と開発材 Super KBS, W 630 の標準的な成分系と創製法を Table 1 に示す。

W 240 は 13Cr マルテンサイトステンレス鋼に 4Ni を加えた肉盛金属である。水腐食と熱き裂に耐久性が高いことからオリジナルの Cr-Mo 鋼に代わり、主流になった材料である。Super KBS は炭素含有量を増し複炭化物形成元素を添加することによって析出強化を狙ったものである。耐水蒸気酸化性能を考慮して、Cr よりも γ 相形成能が大きく、 γ 相中の拡散速度が高い Ni を削減したが、炭素量増加だけでは、 δ フェライトの生成が多すぎるので Ni よりも γ 相形成能の小さい Co を添加した。

W 630 は 17-4PH[®] の開発思想に準じたマルテンサイト強化と Cu-rich 相の析出強化によるもので、17%Cr 含有と 4.5% の Ni 添加で耐食性能をもたせている。Cr 含有量が高いため、Ni を高めにし、連続した δ フェライトの生成を抑制した。

また、強度向上を狙いつつ、脆化相¹⁰⁾ の析出防止を図るため Nb は、0.1% 程度としている。肉盛金属の創製法は W 240 と Super KBS が SAW (バンド) 法で W 630 は SAW (FCW) 法である。バンド法は溶接品質の均一性と溶接能率に優れているが、モルトンプールが大きいために Cu など底融点元素を多く含む金属の溶接では凝固割れを誘発するので適用が難しい。

3.2 金属組織

従来材と開発材のミクロ組織を Photo 1 に示す。腐食液は王水である。W 240 と Super KBS は焼なましマルテンサイト (α') 組織で、わずかにフェライト (α) が観られる。W 630 は $\alpha' + \gamma_R$ (残留オーステナイト) 組織を示しており、靱性向上を狙った組織である。W 240 はマルテンサイト・ブロックが細長く、結晶方向に向かった伸長型の旧 γ 粒であると推定される。Super KBS はブロックが短く区切られており、旧 γ 粒が微細で¹¹⁾、結晶方位もランダムである。

TEM 像では細かい粒状のマルテンサイト・ラス、TEM-ED ではラス境界とラス内に微細な $M_{23}C_6$ の析出が確認されている⁷⁾。W 630 の α' 部分は緻密であり、TEM 像でラス内に Cu-rich 相の析出

が確認されている。 γ_R の粒内には析出物が観察される。

3.3 常温での物理的、機械的性質

各材料の諸性質を Table 2 に示す。 A_{c1} 変態点は変態開始温度を示してある。Super KBS は耐力 (YS) と熱伝導率 (λ) が高く、絞り (RA) もさほど低下していない。W 630 は $\alpha' + \gamma_R$ の組織であるが α' 主体の W 240 より耐力、硬さとも高い値を示している。これは、Cu-rich 相の析出に起因する。

3.4 高温での機械的性質

連続ロールは中高温で使用されるので、その温度域の性質が重要である。耐力を Fig. 1、絞りを Fig. 2、硬さを Fig. 3 に示す。

緩冷却で使用される W 240, Super KBS は高温側を主に調べ、強冷却で使用される W 630 は中温の性質を主に調べた。Super KBS は全温度域で高い耐力と硬さを示しており、絞りも高温側で改善する。開発材 W 630 は常温で W 240 と同等の強度であるが、中温から高温にかけて従来材を凌いでいる。中高温においても靱性の急激な低下は見られない。

4 開発材料の基礎的性能

4.1 耐熱き裂性能

4.1.1 試験方法と条件

溶着金属から採取した $\phi 15 \times 5t$ の試験片を高周波誘導加熱で昇温し、水噴射によって冷却する方法で熱サイクルを与え、試験後に発生したき裂の長さや数を計測した。誘導加熱では試験材料の透磁率によって試験片実体の加熱温度が変化するので試験片に熱電対を取り付けて実体测温し、電流と電圧を調整した。繰り返し数が増すと熱電対は切断されるが、その後は電流、電圧制御により入力を一一定とした。

試験条件は加熱・冷却の温度を 20°C から 600°C まで、および 20°C から 700°C までの 2 水準とした。加熱時間は 4s、冷却時間は 3s とした。繰り返し数は 1000 回とした。き裂の長さや数の計測には、光学顕微鏡を用いた。

4.1.2 試験結果と考察

試験結果を Fig. 4 に示す。縦軸には供試材に生じた最大き裂深

Table 2 Room temperature properties of overlay materials

Name	A_{c1} (°C)	α^* ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	λ (W/mK)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	RA (%)	Hardness (DPN)
W 240	555	11.5	21.3	721	825	17.5	58.0	283
Super KBS	650	10.9	25.3	925	1122	12.5	33.5	361
W 630	620	11.9	17.1	734	989	14.8	33.7	329

α : Coefficient of expansion, α^* : R.T. ~ 100°C, λ : Thermal conductivity

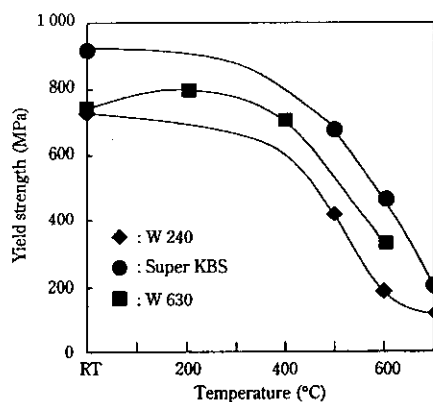


Fig. 1 Yield strength as a function of temperature

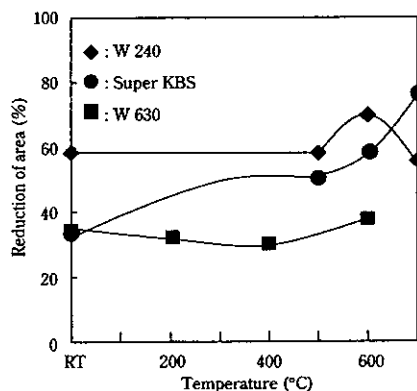


Fig. 2 Reduction of area as a function of temperature

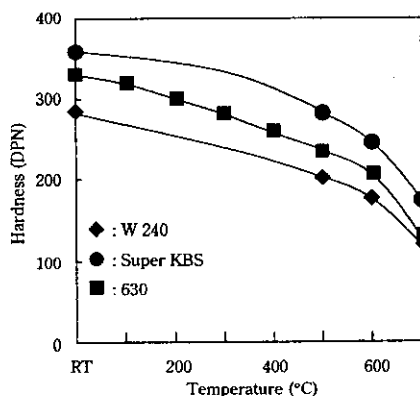


Fig. 3 Vickers hardness as a function of temperature

き（試験片円筒底面に生じたき裂の最大長さ）を対数目盛りで示し、横軸には供試材を高温耐力の低い順に並べた。

低温側の試験条件では Fig. 1 に示した高温耐力にしたがって、W 240, W 630, Super KBS の順でき裂は浅くなっている。

しかし、高温側の試験条件では高温耐力との相関関係を示さず、W 630 のき裂が最も深い。

そこで、各合金の物理的性質と機械的性質を加味した K. K. Mehta らの式¹²⁾を用いて耐熱き裂性能を評価した。用いた式を以下に示す。

$$P_{H/C} = \sigma_y \cdot \lambda / E \cdot \alpha \cdot c \cdot \rho \times 10^3 \dots \dots \dots (1)$$

ここに、 $P_{H/C}$: 熱き裂抵抗パラメータ

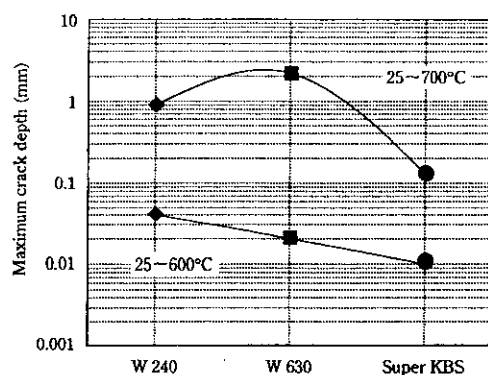
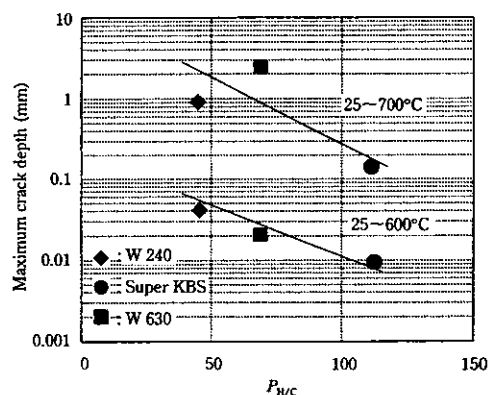


Fig. 4 Maximum crack depth of test pieces after thermal shock test (x1000 cycles)

Fig. 5 Relation between maximum crack depth after thermal shock test and resistance against thermal shock parameter ($P_{H/C}$) at 600°C

σ_y : 0.2% 耐力 (MPa)

λ : 熱伝導率 (W/mK)

E : たて弾性係数 (GPa)

α : 線膨張係数 ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)

c : 比熱 (J/kgK)

ρ : 密度 (g/cm³)

熱き裂抵抗パラメータ ($P_{H/C}$) を用いて試験結果を整理した図を Fig. 5 に示す。各合金の諸性質を加味しても同じで低温側の条件に相関関係が認められるものの高温側の条件では相関関係が乏しい。

熱サイクル試験では加熱時の温度保持がなく、瞬時に急冷されるので、通常の逆変態は考えられない。しかし、熱サイクルの負荷によって析出促進現象は生ずる。

そこで、各試料について熱サイクル試験後の金属組織を調べた。

高温側試験後のき裂先端部分の金属組織を Photo 2 に示す。腐食後は Photo 1 と同じく王水で統一した。

W 240 は試験前の Photo 1 と比較してマルテンサイト・ブロックが明瞭になっており、析出が促進したものと考えられる。Super KBS は旧 γ 粒界に析出物が認められブロックを分断している。W 240 と異なりブロックの方向がランダムであることから、旧 γ 粒のサイズが小さいままの状態を維持しているものと考えられる。

W 630 は試験前と組織が変わり、粒界の析出が多くなり試験前の Photo 1 に観察された緻密な α' 組織が崩れ、 γ_R 内の析出物も見られない。ここで見られる γ 粒は凝固方向に沿った伸長型である。き裂はそれに沿って進展しており、き裂進展の向きと直交した γ 結晶

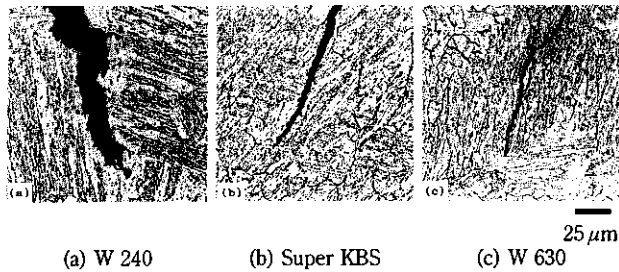


Photo 2 Microstructure of test pieces at the point of a crack after thermal shock test (×1000 cycles)

粒界で停止している。

以上のように、各試料とも析出が促進されており、高温引張試験で得られた機械的性質からい離するものと考えられる。

ここで、析出物の形態を考えてみると W 630 は高温で MC 炭化物を析出し、W 240 と Super KBS は $M_{23}C_6$ 炭化物を析出する。両者の単位胞 (unit cell) 中の原子数の違いから MC 炭化物は熱サイクルによる析出促進によって早期に凝集・軟化に至り、微細領域で (1) 式に示した、 σ_f が低下するものと考えられる。

試験後の金属組織写真が示すものは、もう一つあり、き裂先端の形状である。Photo 2 の (a), (b), (c) は同じ倍率の写真であるが、その先端の幅を比較すると W 240 は Super KBS、W 630 の 3~6 倍の幅を有しており、き裂先端部分が熱サイクル試験中の水蒸気酸化によって鈍化しているのが観られる。その最先端の部分は扇形に開いており、き裂の進展を妨げている。

以上のことから、熱き裂は相変態と析出から区分した材質の系統が同じであるか、同等の挙動を示す温度範囲ならば、(1) 式に相関するものと考えられる。したがって、Super KBS は試験した全温度域で、W 630 も相関範囲の中温域ならば従来材より優れた性能を有する。

4.2 耐水蒸気酸化性能

4.2.1 試験方法と条件

溶着金属から採取した $2t \times 20w \times 20l$ の試験片を加熱炉内に設置した石英管の中に配置し、恒温槽に配置したフラスコ内の蒸留水から発生する水蒸気飽和空気と圧力 12.3 kPa で 500 ml/min 供給した。酸化によって剥離した酸化物を捕捉するため試験片は石英ボードの上に配置した。あらかじめ試験片の寸法をマイクロメータで、重量を電子天秤で測定しておき、試験後に試験片本体と剥離した酸化物を合わせて電子天秤で測定した。酸化増量の評価には MDD ($mg \cdot dm^{-2} \cdot d^{-1}$) を用いた。試験条件のうち温度は 500, 600, 700, 750°C の 4 水準とし、保持時間はすべて 96 h とした。

4.2.2 試験結果と考察

試験結果を Fig. 6 に示す。縦軸は対数目盛りで酸化増量、横軸は試験温度である。酸化増量は各合金とも温度が高くなると増大している。開発材は両方とも試験した全温度域で従来材よりも耐水蒸気酸化性能に優れている。W 240 は 700°C でブレイクアウェイしている。両開発材の関係を観ると 500°C では Super KBS の酸化増量が多く、600°C では W 630、700°C で再び Super KBS がやや多く、750°C では W 630 の酸化増量が再び多くなっている。750°C で W 630 は激しい内部酸化を生じているのでこれ以上の温度での逆転現象は生じないと考えられる。

18Cr 鋼と 18Cr-8Ni 鋼の高温水蒸気中の酸化挙動に関して、700°C から 800°C までは 18Cr 鋼の酸化量が多く、900°C から

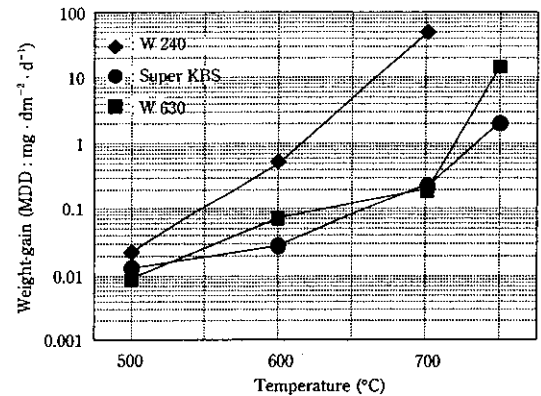


Fig. 6 Oxidation weight-gain exposed steam as a function of temperature

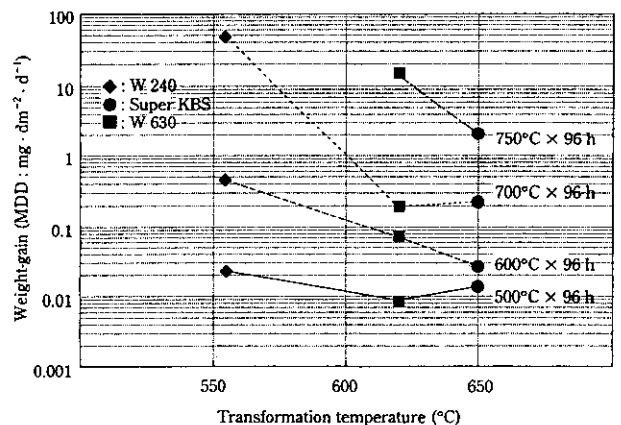


Fig. 7 Relation between oxidation weight-gain exposed steam and A_1 transformation temperature

1000°C では逆転して 18Cr-8Ni の酸化量が増大する報告¹³⁾がある。

そこで考えられるのは金属組織の変化なので、酸化増量と A_1 変態点の関係を調べた。ここでの変態点は変態開始温度とした。

水蒸気酸化増量と各合金の A_1 変態点の関係を Fig. 7 に示す。図では 600°C と 750°C に相関関係が観られるものの、500°C と 700°C は相関関係を示さない。

まず、500°C における現象を考えてみると、この温度では、各合金とも、変態点以下なので金属組織変化による元素の拡散速度の違いは関係せず、合金元素の表面酸化膜の形成能の差が酸化増量に影響を与えているものと考えられる。

したがって、W 240 の酸化量が Super KBS よりも多いのは同じ 13Cr 含有 $\alpha' + \alpha$ 組織同士で Ni 含有量の多い W 240 は Ni の外方拡散が生じ Cr_2O_3 の安定形成が妨げられるためと考えられる。一方、W 630 は 17% の Cr を含有していることから初期に Cr_2O_3 の安定酸化物層が形成され、この温度域では Ni の外方拡散は少ないものと考えられる。

次に、600°C における水蒸気酸化現象を考えてみる。600°C における試験後の表層金属組織を Photo 3 に示す。腐食液は王水である。W 240 は 555°C の A_1 変態点を越えて $\gamma + M_{23}C_6$ の変態過程にある。急激な収縮は 675°C から始まるので、この温度では長時間保持によってマルテンサイト・ラスの合体と崩壊、極表層に脱炭層の形成が生ずる。

Super KBS は固溶炭素の放出と $M_{23}C_6$ の析出が進んでいる焼戻し過程で、炭化物の析出が多量に認められる。W 630 は $\alpha + \gamma + MC$

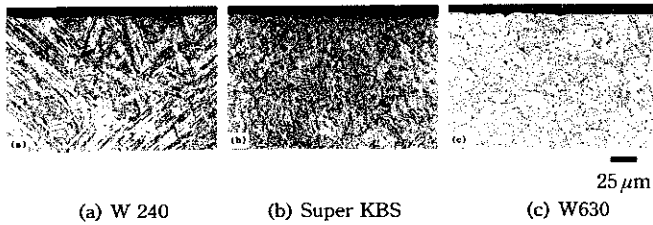


Photo 3 Microstructure of test pieces at the outer layer after exposed steam test under a condition of 600°C × 96 h



Photo 4 Microstructure of test piece of material C at the outer layer after exposed steam test under a condition of 700°C × 96 h

+ Cu-rich 相の変態を生ずる焼戻し過程で Photo 1 に見られた緻密な α' と析出物は粗大化している。ここでの組織は 620°C の A_{c1} 変態点以下なので $\alpha' + \alpha + \gamma_R + MC + \text{Cu-rich}$ 相と考えられる。以上の金属組織の観察と検討を踏まえると 600°C において W 240 は 500°C と同じく $\alpha' + \alpha$ 組織であるが、ブロック単位は粗大化している。拡散高速度は温度に相関するので高温になると Cr よりも拡散速度の大きい Fe, Ni の外方拡散が優先的に起こり、安定酸化物である緻密な Cr_2O_3 の形成を阻害し、O の内方拡散を生じさせて水蒸気酸化が進行するものと考えられる⁷⁾。Super KBS は、小さいブロック単位を維持しており、 $\gamma + \text{M}_{23}\text{C}_6$ への急激な変態収縮は 805°C で生ずるので 500°C よりも酸化は促進されるものの、Ni 含有量が少ない分 Fe の外方拡散は少ない。

一方、W 630 はまだ α の生成が少なく、 γ_R の分解も進んでいない状態にあるので γ 中の Fe, Ni の拡散速度は大きく 500°C よりも急激に酸化が進むものと考えられる。すなわち、Super KBS よりも Cr の含有量が多いものの、この温度では拡散律速の水蒸気酸化現象に変わるものと考えられる。これは 750°C における W 630 の酸化挙動も同じ現象である。ただし、750°C ではこの温度の γ_R が分解し、逆変態 γ の生成により、同じように Cr の拡散速度の低下、Fe, Ni の拡散速度の増大が起こる¹⁰⁾。

次に、一度増大した W 630 の酸化曲線が再び緩和される現象を含む 700°C の試験結果を考えてみる。W 240, Super KBS は 500, 600°C からの温度上昇の影響により、酸化曲線が急峻になっており、通常の水蒸気中酸化現象に見られるものである。

しかし、W 630 では酸化の増大が緩和されている。その挙動を検討するために 700°C 試験後の金属組織を調べた。W 240 は逆変態 γ が急冷され、焼入れ α' になっており、そのブロック単位が小さいことから γ 単相域までは至らず、 $\gamma + \text{M}_{23}\text{C}_6$ 域にあったと推定される。Super KBS は $\alpha' + \alpha$ 組織で、ブロック単位と炭化物の粗大化が認められ、700°C の硬さ曲線の急激な低下からも炭化物の凝集が

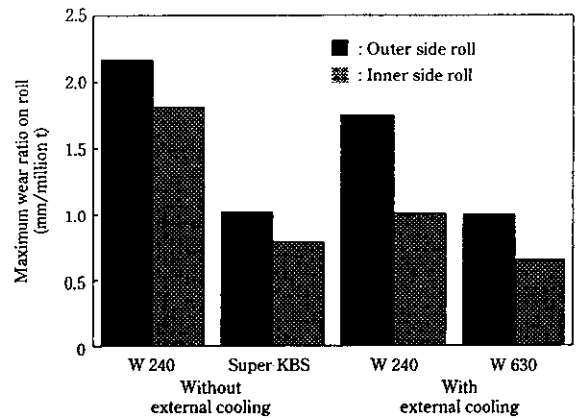


Fig. 8 Comparison of roll wear ratio

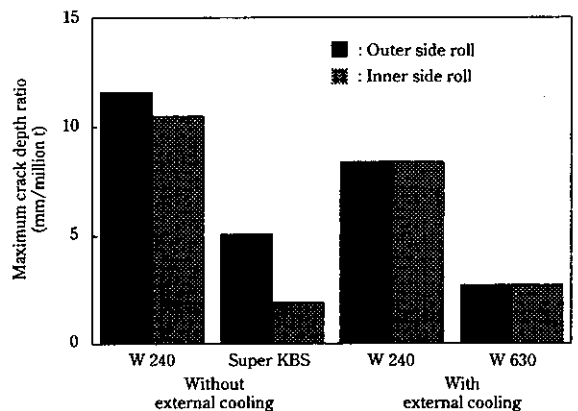


Fig. 9 Comparison of roll crack depth ratio

生じていることが推定できる。

W 630 の試験後冷却組織を Photo 4 に示す。金属組織を観察すると、焼入れ α' と α の混在組織であり、多量の炭化物が析出している。ところが、 γ_R は見当たらない。すなわち、この温度では γ_R が $\alpha + MC$ に分解して、焼戻し α' 中の炭素が減少し、 $\alpha + MC$ が生成する過程を経て $\gamma + MC$ に逆変態しているものと考えられる。その γ が試験後の冷却によって、焼入れ α' になり、 α はそのまま残留するものと考えられる。したがって、この温度においてのみ γ_R 減少と α の増加による耐水蒸気酸化性能の回復が生ずるのである。

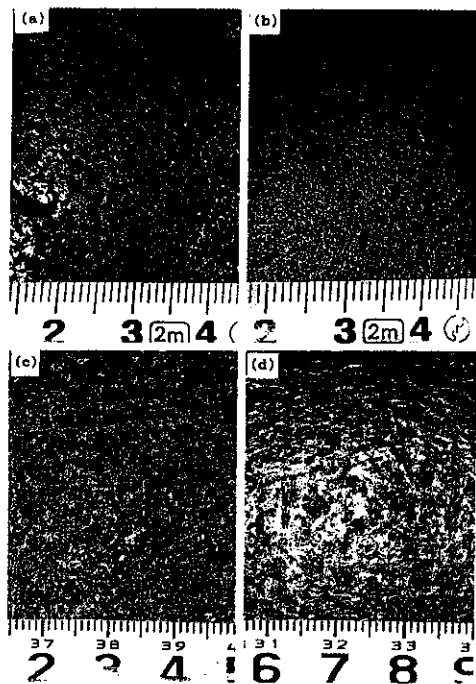
以上のことから、水蒸気酸化は温度に支配され、 A_{c1} 変態点以下では初期の金属結晶構造中の元素拡散速度に依存する。 A_{c1} 温度以上では逆変態した金属結晶構造中の元素拡散速度に依存する。

したがって、高温における耐水蒸気酸化性能を高めるためには Super KBS のように、 A_{c1} 変態点を高めることが有効⁸⁾ である。

W 630 のように、Cr 含有量を高めた材料は Ni 含有量が多くても、500°C 以下の中温域で使用するにより良好な耐水蒸気酸化性を示す。

5 生産設備における評価

開発した合金を工業的規模で適用し、従来材との耐損耗性能と耐熱き裂性能を評価した。損耗量の比較を Fig. 8 に示し、熱き裂深さの比較を Fig. 9 に示す。強冷却連続鋳造機のき裂データは内外 2 回使用後の平均値、その他は 1 回ごとの測定値である。緩冷却と強



- (a) W 240: after 1.45 million tons of production without external cooling
 (b) Super KBS: after 1.45 million tons of production without external cooling
 (c) W 240: after 1.48 million tons of production with external cooling
 (d) W 630: after 2.50 million tons of production with external cooling

Photo 5 Appearance of outer side roll surface after application to commercial lines

冷却連続鋳造機ともに損耗速度は 1/2 程度になり、熱き裂の深さは 1/2 未満になった。使用部位による差異を見ると、内側使用の場合は外側使用に比較して損傷程度が軽い。これは冷却水の飛散、滞留の効果と考えられる。

使用後のロール表面性状を Photo 5 に示す。従来材 W 240 と同じ生産トン数を経た写真 (a), (b) で Super KBS は熱き裂状態と酸化皮膜状態に格段の改善効果が見られる。強冷却連続鋳造機において W 630 は、従来材の約 1.7 倍使用しても酸化皮膜を維持している。

6 結 言

従来の主流材 13Cr-4Ni 肉盛金属の劣化・損傷機構の解析結果を基に緩冷却連続鋳ロール用肉盛合金 Super KBS と強冷却連続鋳ロール用合金 W 630 を開発した。両者は各使用環境の主流材として従来材に代替され、連続鋳造設備の安定化と生産性向上に貢献している。

W 630 の開発過程で機械的性質の資料、金属組織用試験片を提供いただいた特殊電極(株)江本幸朗氏に記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 笠井 聡, 佐藤裕二, 柳沢章博, 市原 晃, 大西 廣: 川崎製鉄技報, 19(1987)1, 64
- 2) 村井康生, 夏目松吾, 西山繁樹: 神戸製鋼技報, 40(1990)3, 101
- 3) B. D. Horn: *Iron Steel Eng.*, (1996) July, 49
- 4) T. J. Nugent, T. J. Lonsbury, J. Didwall, and P. F. Schrof: *Iron Steel Eng.*, (1998) July, 52
- 5) 佐藤裕二, 瀧本高史, 横川昭夫, 石川貴章: *CAMP-ISIJ*, 12(1999)6, 1409
- 6) 佐藤裕二, 瀧本高史, 横川昭夫: *CAMP-ISIJ*, 12(1999)6, 1410
- 7) 佐藤裕二: 第1回メンテナンス技術全国大会発表資料集, (2000)2, A-10 [日本メンテナンス協会]
- 8) 佐藤裕二, 新川耕二, 瀧本高史, 木谷 靖: *CAMP-ISIJ*, 9(1996)4, 760
- 9) 今井勇之進: 金属学会会報, 3(1964)11, 581
- 10) M. Murayama, Y. Katayama, and K. Hono: *Met. Trans.*, 30(1999)Feb., 345
- 11) 佐藤裕二, 三本竹一光, 仲田卓史, 瀧本高史: *CAMP-ISIJ*, 13(2000)3, 561
- 12) K. K. Mehta, W. Schmid, and P. Schuler: *Thyssen Edelst. Tech. Ber. Band*, (1978) Heft1, 34
- 13) W. H. Hatfield: *Iron Steel Inst.*, 115(1927), 496
- 14) 佐藤裕二, 仲田卓史, 瀧本高史: *CAMP-ISIJ*, 13(2000)6, 1215