

© 1991 ISIJ

論 文

冷延作動ロールの耐熱衝撃クラック性に
及ぼす冶金学的因子大橋 秀三*・石黒 徹*²・後藤 宏*³Metallurgical Factors Affecting Thermal Shock Cracking Resistance of
Work Roll for Cold Strip Mills

Shuzo OHHASHI, Tohru ISHIGURO and Hiroshi GOTOH

Synopsis :

A frictional thermal shock simulator of drop weight type, by rubbing mild steelbar reproduces slipping accident occurs on cold strip mill work rolls and imposes a thermal shock on a specimen, was made and used to study thermal shock cracking phenomenon on high carbon high chromium hardened steel.

A thermal shock produces two heat affected layers below the roll surface, one is rehardened layer and the other is succeeding tempered layer. The maximum depth of crack (d_{max}) occurred in a thermal shocked area, as a criterion for the resistance to thermal shock cracking, correlates to the thickness of the tempered layer. The initiation site of thermal shock cracking is the upper position within the tempered layer where just below the boundary between these two layers. There seems to be coincidence of the position between above initiation site and a peak of tensile residual stress generated in the tempered layer.

When a martensitic specimen, with greater degree of supersaturation with carbon results from higher quenching temperature or lower subzero treatment temperature, is imposed a thermal shock on, d_{max} become larger.

While high temperature tempering decreases d_{max} . The degree of supersaturation with carbon of martensite is considered to be the governing factor of thermal shock cracking resistance.

Key words : thermal shock cracking ; heat affected layer ; roll ; high carbon high chromium hardened steel ; supersaturation.

1. 緒 言

冷間薄板圧延機用作動ロール（以下、ワークロール）は、耐摩耗性確保のため多量の炭化物を含有し、また、その使用層は誘導加熱焼入れ-サブゼロ処理-低温焼もどしなどによりショア硬度（HS）90以上の高硬度にされているのが普通である。このため、焼入硬化層の靱性は低く、表面クラックの発生は、以後のそのロールの使用を不能にするほど大きな破壊にまで至らしめる危険性が大きく、表面クラックの発生防止が重要である。

ワークロールでの表面クラックの発生は、その多くが圧延中の圧延材あるいは補強ロールとの間でのスリップで生ずる熱衝撃に起因し（熱衝撃クラック）、研削量を増大させ、ロールの破壊へ至る場合もあり、ロールコス

ト悪化の主因となっている。この熱衝撃クラック現象については、従来よりいくつかの研究が行われているが^{1)~5)}、耐熱衝撃クラック性改善のために制御すべきロール材質の冶金学的因子に関して不明確な点が多い。一方、最近では、より高性能化のために10%以上のCrを含有させた高Cr鍛鋼、鋳鉄ロールの使用が進められ、耐熱衝撃クラック性に優れることが実機で確認されつつあり、Cr含有量と耐熱衝撃クラック性との関連性は注目されている⁶⁾。

本報告では、耐熱衝撃クラック性におよぼすCr含有量と熱処理の影響を、新たに考案製作した熱衝撃クラック再現試験機を用いて試験を実施し、熱衝撃クラック現象に関与する冶金学的因子についての検討を行った。

昭和62年10月・63年3月本会講演大会にて発表 平成2年5月2日受付 (Received May 2, 1990)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd.)

*³ (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd.)

2. 実験方法

2.1 落重式摩擦熱衝撃試験機の製作

耐熱衝撃クラック性の評価では、実機ロールに生ずる熱衝撃損傷の的確な実験室的再現が重要である。評価方法として、これまでにいくつかの試験法が提案されてきた。金属溶湯をロール表面に接触させる方式¹⁾、回転円板に試験片を一定時間接触させその摩擦面に冷却剤を吹きつける（また、それを繰り返す）方式²⁾⁵⁾や、拘束試験片に通電加熱で急熱急冷を与える方式³⁾などである。

本研究では、落重試験における重すいの落下エネルギーを利用し、圧延材を模擬した軟鋼丸棒と試験片とを高い面圧下で高速摩擦させ、スリップ事故を想定した熱衝撃を試験材に付与する方式を採用した。

製作した試験機は、落重式摩擦熱衝撃試験機と称することとするが、Fig. 1 に試験機の概略を示す。焼入硬化熱処理を施したブロック状試験片は、図のようにセットされ、重すいをラックの上に落下させることにより、ピニオンを高速回転させる。ピニオンの回転により、それに取り付けられている軟鋼棒摩擦材（相手材）が試験片表面に擦り付けられ、その際に発生する摩擦熱および相手材の塑性変形熱によって、試験片表面が急熱され、続いて試験片内部への熱伝導により急冷されることによって熱衝撃を再現するものである。従来の方法と比較して、1回の摩擦でクラックを発生させることができること、冷却に噴水スプレーなどを用いず試験片内部への熱伝導で急冷とすることが、この新しい試験機の特徴である。

熱衝撃付与後、試験片を、図のように摩擦部の中央で縦断し、鏡面研磨後軽く腐食した断面で光学顕微鏡による観察を行い、クラックの深さ、本数を測定した。本試

験では、一条件の鋼種について、4回の試験を実施し、それら4個の試験片で発生したクラックを一つにまとめてその条件の試験結果として取り扱った。

2.2 供試材と熱処理

本研究に用いた供試材の化学組成を Table 1 に示す。A~D は、1.5% の C の Cr-Mo-V 鋼で Cr 含有量を 5~18% の範囲で変化させ、Cr 含有量によって生じた冶金学的性質の変化と耐熱衝撃クラック性との関連を調査することを目的とした。E は同じく 1.5% C で Mo, V を含有しない 8% Cr 鋼であり、焼入温度およびサブゼロ処理の影響を調査することを目的とした。

各供試材は、50 kg 真空高周波誘導炉により溶製後、鍛造し、ワークロールの焼入条件をシミュレートした Fig. 2 の条件で熱処理を行った。A~D における熱処理条件は Fig. 2 の条件 I であり、それぞれの化学組成に応じた量の残留オーステナイト（以後、 γ_R ）を含んでいる。また、E についての条件 II の熱処理では、焼入温度を変化させると共に、サブゼロ処理を施し、熱処理条件の影響を調査した。なお、A~E の試験片は、低温焼もどしマルテンサイト・マトリックスに共晶炭化物、析出炭化物および γ_R の組織である。

また、供試材 F は補強ロール材の 5% Cr-Mo-V 鋼で実機から採取した試材を用い条件 III に示す実機補強ロー

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
A	1.58	0.59	0.70	0.019	0.004	5.02	1.01	0.82
B	1.59	0.61	0.70	0.018	0.007	8.04	1.04	0.84
C	1.58	0.63	0.71	0.020	0.006	12.30	1.05	0.85
D	1.57	0.60	0.70	0.018	0.006	18.48	1.07	0.88
E	1.55	0.61	0.72	0.025	0.006	8.35		
F	0.58	0.91	0.46	0.008	0.004	4.95	0.46	0.25

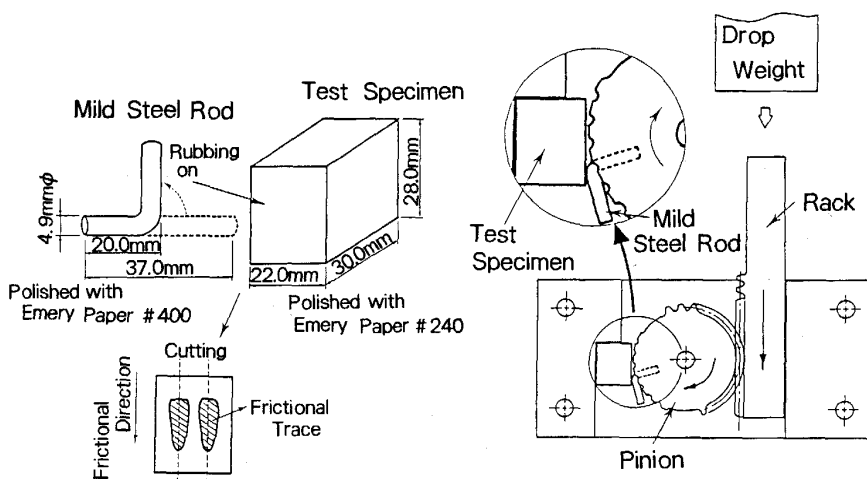


Fig. 1. Schematic illustration of thermal shock simulator (named "Drop weight type frictional thermal shock simulator").

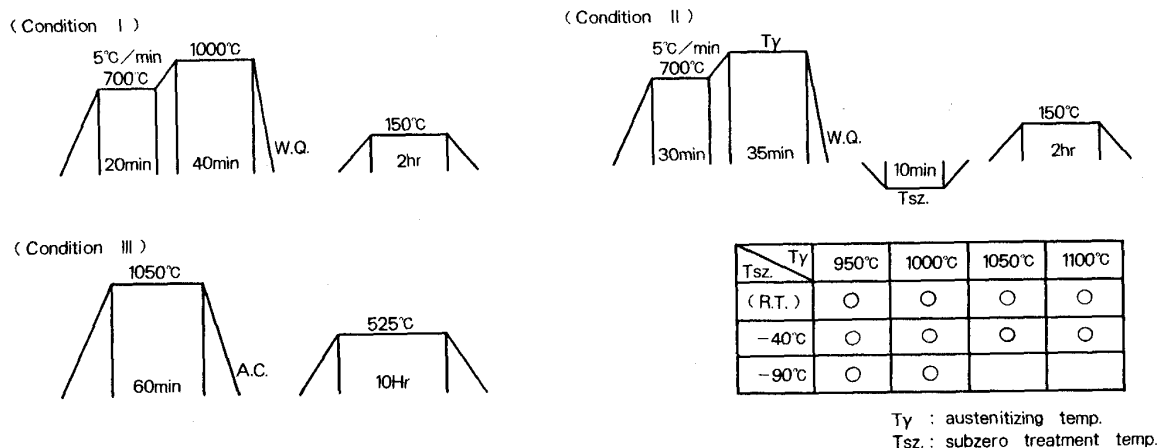


Fig. 2. Schematic diagram of heat treatment conditions.

ルの焼入れ、焼もどしに相当する熱処理を実施した後試験に供した。これは、後述するが、熱衝撃部の残留応力を調査する目的で使用した。

3. 実験結果

3.1 熱衝撃クラックの再現と特徴

落重式摩擦熱衝撃試験で発生した熱衝撃クラックを、供試材 A で得たものを代表例として Photo. 1 に示す。熱衝撃部断面表層では、腐食により識別される 2 層の熱変質層が観察され、クラックは表面摩擦方向に対して垂直に面を持った形態で生成している。Fig. 3 は、熱変質層 (ΔH_a の範囲) の詳細を知るために硬さ分布を測定した結果である。表面から γ 化温度以上に昇温し焼入れされた再焼入硬化層 (難腐食層、以後、再硬化層と呼ぶ、図中の ΔH_γ の範囲) および γ 化温度以下焼もどし温度以上に昇温した焼もどし軟化層 (強腐食層、以後、焼もどし層と呼ぶ、図中の ΔH_a の範囲) とが認められる。それぞれの層の評価は、最低の硬さとなっている位置がほぼ A_{c1} まで昇温した位置と考え図に示したように定義して実施した。また、多数発生したクラックの中で、その長さが小さいものは外表面まで達しておらず再硬化層直下の焼もどし層内に留まっているものが多く初期クラックの発生は焼もどし層内と考えられ、その後、Photo. 1 の例のように再硬化層を貫通し表面まで、また、熱衝撃入熱を受けていない靱性の低い内部まで進展したものと考えられる。クラックは粒界に沿っていることが認められる。熱衝撃部の熱変質層、クラックのこれらの形態は、実機ロール上で発生する損傷の形態と一致している。

3.2 Cr 含有量と耐熱衝撃クラック性

Cr 含有量の変化により耐熱衝撃クラック性がどのよ

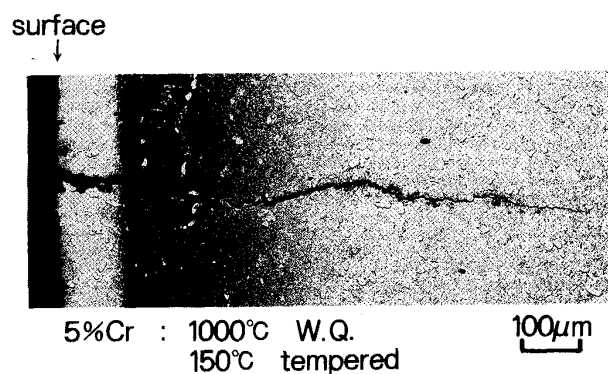


Photo. 1. Example of thermal shock crack occurred on steel A (by 5% picral).

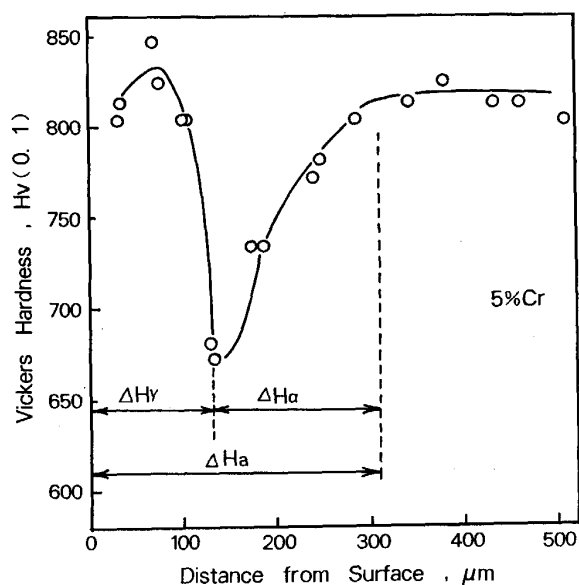


Fig. 3. Example of hardness distribution in thermal shock area (steel A).

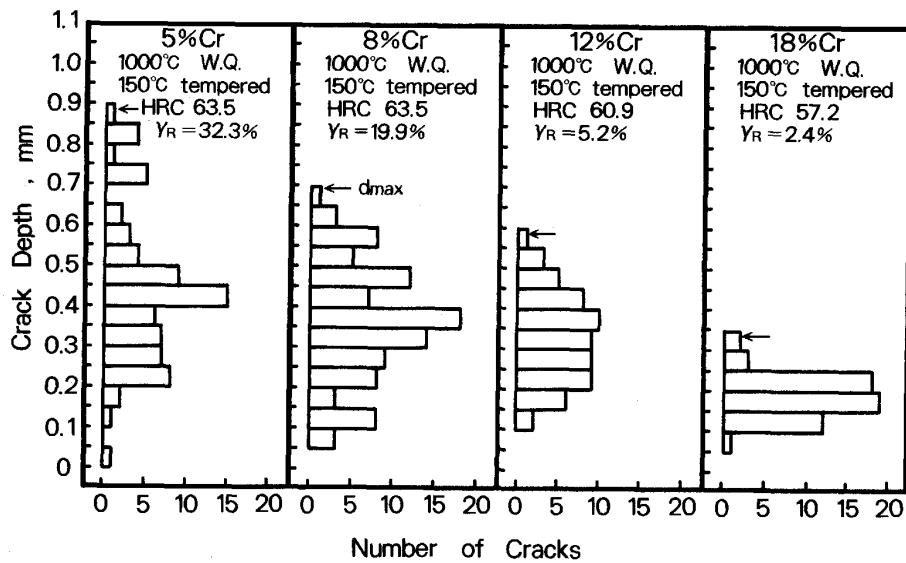


Fig. 4. Relation between thermal shock cracking characteristics and Cr contents.

うに変化するかを調査するため A~D の各供試材について繰返し数 4 回の摩擦熱衝撃試験を実施した。

Fig. 4 は、供試材 A~D の各 4 個の試験片熱衝撃部断面で顕微鏡観察により測定されたクラック全数を、50 μm ごとの深さで区分し、発生深さおよび本数をヒストグラムにしたものである。図中には各供試材の硬さと γ_R 量を併記してある。Cr 含有量の増加に伴い最大クラック深さ（以後、 $d_{\max}$ ）は減少する傾向にある。各材質の耐熱衝撃クラック性を比較する場合、クラックの発生有無の観点、すなわち、クラックを発生させるのに必要な限界の熱衝撃エネルギーを尺度として評価することが理想と考えるが、表面の摩擦係数など複雑な要因が含まれるため、実際には難しい。本実験では工業的に重要な評価の尺度であるクラックの最大の深さ $d_{\max}$ を採用した。ワークロールの使用に際して、発生したクラック除去に要する研削量の大小および使用中の疲れによるクラックの内部進展、破壊発生の危険度の観点から $d_{\max}$ が実際上問題となるためである。

Fig. 5 には、各 Cr 含有量での $d_{\max}$ と ΔH_a との関係を示すが、良好な相関が認められ、 ΔH_a の 2.5 倍程度の $d_{\max}$ となっている。このようにクラックは、熱衝撃による熱影響を受けていない内部まで達しており、 $d_{\max}$ による耐熱衝撃クラック性の評価には素地の靱性も含まれていると考えられる。

Fig. 6 には、Cr 含有量と $d_{\max}$ の関係とともに、硬さ分布測定から評価した ΔH_a , $\Delta H\gamma$ および ΔH_a を $d_{\max}$ と比較するために併記した。Cr 含有量と $\Delta H\gamma$ の相関関係は小さい。特記すべき点は、Cr 含有量の高い供試

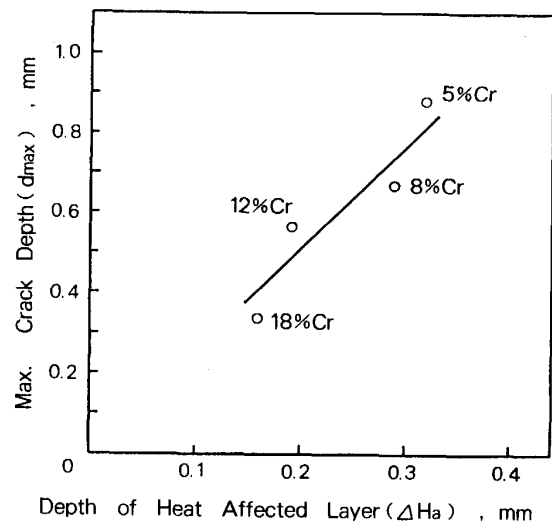


Fig. 5. Relation between maximum crack depth and depth of heat affected layer as a function of Cr content.

材では ΔH_a が明らかに小さいことであり、Cr 含有量の増加に伴う $d_{\max}$ の減少と良好な相関を示している。各供試材は Fig. 2 に示した一定の熱処理条件で製作されており、これらの熱影響層生成に認められる相違は合金組成中の Cr 含有量の差に起因するものと考えられる。

3.3 熱処理条件と耐熱衝撃クラック性

合金組成とともに熱処理条件の差異による組織等の変化もまた耐熱衝撃クラック性に影響を及ぼすものと考えられ、ロール製造上重要な点である。これらの影響を検討するために、供試材 E を対象とし、Fig. 2 に示した

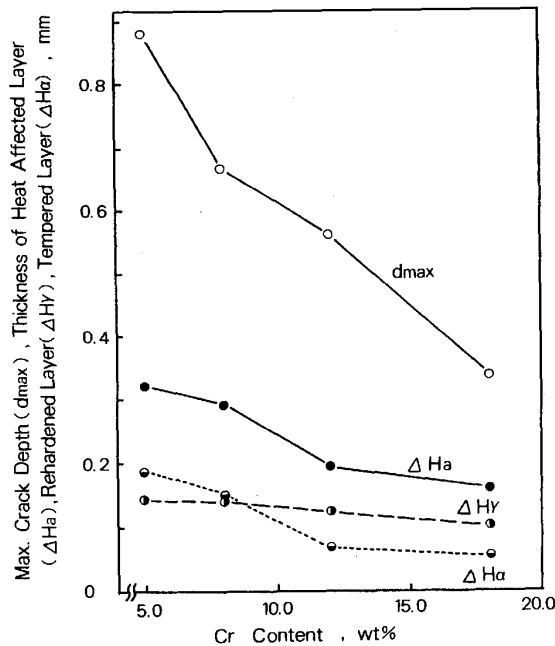


Fig. 6. Effect of Cr content on maximum crack depth, thickness of heat affected layer, rehardened layer and tempered layer occurred in thermal shocked area.

Table 2. Hardness and volume fraction of retained austenite (steel E, condition II of Fig. 2).

Austenitizing temperature	Subzero treatment temperature	Hardness HRC	Retained austenite γ_R
950°C	(R. T.)	63.6	12.8%
	-40°C	64.2	11.4%
	-90°C	64.3	7.2%
1 000°C	(R. T.)	63.4	23.9%
	-40°C	64.4	15.8%
	-90°C	65.5	9.0%
1 050°C	(R. T.)	60.0	46.0%
	-40°C	64.2	23.9%
1 100°C	(R. T.)	41.2	100.0%
	-40°C	58.5	49.5%

950~1 100°C の焼入温度および -90°C までのサブゼロ処理を施した試料の熱衝撃試験を実施した。各熱処理条件で得られた硬さおよび X 線回折による γ_R 量の測定結果を Table 2 に示した。焼入温度の上昇に伴い γ_R 量が増大し、サブゼロ処理なしの場合には硬さは低下するが、サブゼロ処理により γ_R 量が減少し硬さが上昇する。

Fig. 7 には各供試材の d_{max} と熱処理条件との関係を図示した。1 100°C 焼入れ-サブゼロ処理なし供試材ではマトリックスがフル・オーステナイト組織となっており、 d_{max} は小さい値であった。それ以外の供試材では焼入温度の上昇とサブゼロ処理により、 d_{max} は増大する傾向を示し、熱処理条件の影響が認められる。また、この場合にも d_{max} の増加は ΔH_a の増加と良い対応を

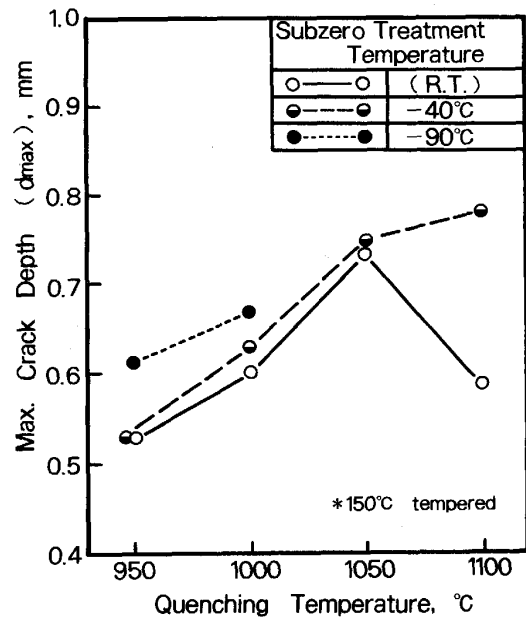


Fig. 7. Relation between quenching temperature and maximum crack depth as a function of subzero treatment temperature.

示しており、Cr 含有量を変化させた供試材間で認められた傾向 (Fig. 6) と同様である。

4. 考 察

4.1 熱衝撃クラック現象に作用する応力の発生

本実験より熱衝撃クラックに関して、①発生位置が再硬化層直下の焼もどし層内である。②最大深さは焼もどし層が厚い (熱変質層が深い) ほど深くなる。という実験結果を得た。熱衝撃クラック現象は、熱変質層生成に伴う発生応力により支配されていることは明らかである。

この発生応力について残留応力の分布から考察する目的で供試材 F を対象に熱衝撃部の深さ方向の応力分布を X 線回折法により測定した。なお、補強ロール材質である供試材 F を使用した理由は、予備実験により 525°C の高温焼もどし材では本試験条件で熱衝撃クラックを発生せず、クラック発生による応力解放の影響を受けることなく熱衝撃部に生成した残留応力の分布を評価することが可能となるからである⁷⁾。測定は、電解研磨で摩擦面から逐次表層を除去しつつ実施した。測定応力の方向は摩擦方向である。Fig. 8 がその測定結果であり、硬さ分布および硬さと同様に受けた熱履歴を反映して変化する回折プロファイルの半幅幅分布も合わせて示した。最表層部では硬さおよび半幅幅分布から再硬化層が確認され、圧縮残留応力となっているが、再硬化層直

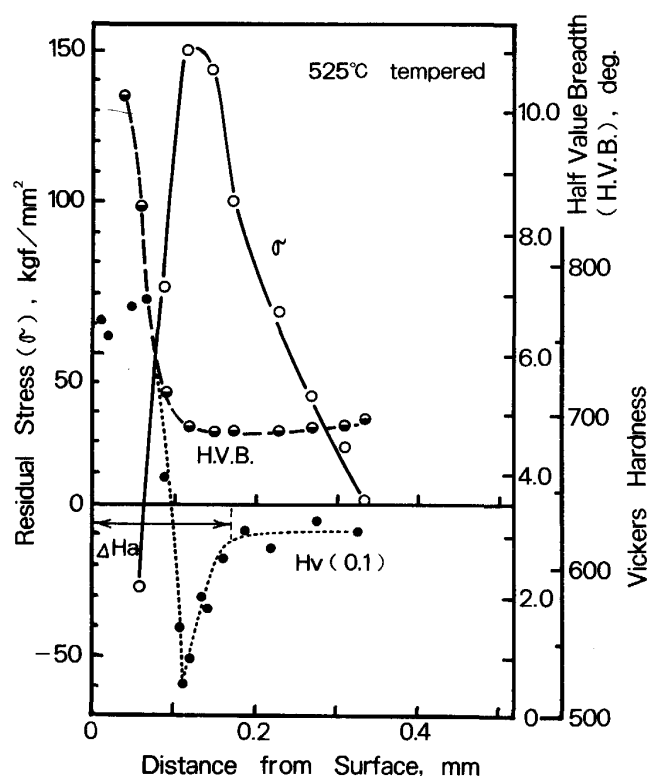


Fig. 8. Distribution of residual stress, hardness and half value breadth of X-ray diffraction profile, measured in thermal shocked area on steel F.

下の焼もどし層では引張側に反転し 150 kgf/mm^2 もの高いピーク応力が検出され、そのピーク位置は再硬化層直下の焼もどし層という点で、先に述べたクラックの起点位置と対応している。また、林らが熱衝撃部の2次元応力分布解析より、 Ac_1 直下の焼もどし部での引張応力ピークの生成を示しているが⁴⁾、その結果と一致している。林ら⁴⁾および佐藤ら³⁾は、熱衝撃時の昇温過程で焼もどし部の熱膨張が周囲に拘束されて生ずる塑性圧縮変形歪みがクラック発生に作用する引張応力の主因であるとしている。また、佐藤らの検討では、従来主因と考えられていたマルテンサイトの焼もどし収縮に対して、熱衝撃現象のような非常に急速な加熱条件では焼もどしの進行が遅れ不完全焼もどしとなっており焼もどし収縮が熱衝撃クラックの原因とは考えにくいとし、また、焼もどしによる収縮量と塑性変形による収縮量を実験的に評価し、クラック発生に寄与する引張応力の主因は塑性圧縮変形であり、歪み量を少なくする高温強度の増大が有効であろうと考察している。この供試材 F では焼もどし層内での焼もどし収縮は 525°C の焼もどしですでに終了しているため、その残留応力に対する影響は含まれていないが、測定された残留応力については、そのパターンとして、他のワークロール材質（供試材）と同様と考

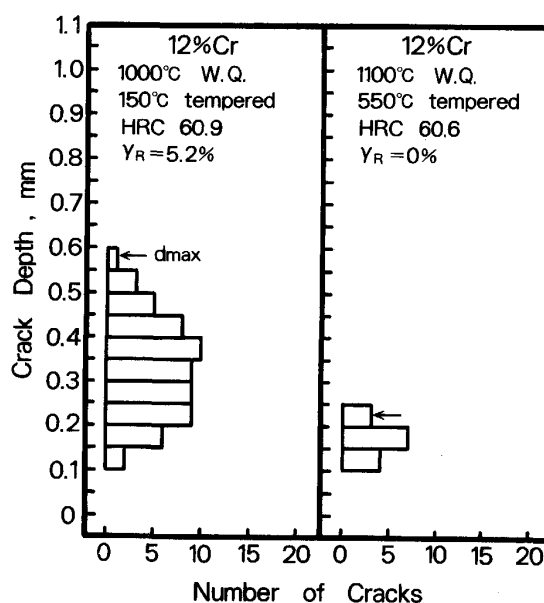


Fig. 9. Effect of tempering temperature on thermal shock cracking characteristics (steel C).

えられる。熱衝撃クラックの発生時期を実験的に検出する手法は現在のところないが、焼もどし部で測定されたこの引張残留応力のピークがクラック発生の引き金と推定される。

高温焼もどし材で測定された高い応力から、また実機では再硬化層を伴わないクラックの発生も一般的に観察されている³⁾ ことより、熱衝撃クラックを発生させる応力の主因は、報告されているように塑性圧縮変形歪みであろうと思われるが、試験により焼もどし収縮の関与を確認するために、供試材 C を対象とし 1100°C 焼入れ後、 550°C で高温焼もどしを行いマルテンサイトの焼もどし収縮を終了させ、2次硬化により 1000°C 焼入れ- 150°C 低温焼もどし材とほぼ同じ硬さに調整し、摩擦熱衝撃試験を実施した。供試材 C を用いた理由は、低温焼もどしおよび高温焼もどしで比較的高い同一の硬さが得られるからである。結果を Fig. 9 に示す。高温焼もどしでは d_{max} は極めて小さく、またクラックの本数も非常に少ない。なお、両者では、ほぼ同様な $\Delta H\gamma$ の生成が観察され、熱衝撃時の昇温温度分布は同一と考えられるが、高温焼もどしの $\Delta H\alpha$ は非常に小さい。高温焼もどしと低温焼もどしでの $\Delta H\alpha$ の差は、焼もどし温度以上に昇温した範囲ということで理解される。両者の再硬化層直下の焼もどし層最上部では昇温到達温度が等しい (Ac_1 直下と推定) と推測されるので、その位置での歪み量従って発生する引張応力は両者で同じと考えられるが、 d_{max} および発生本数で、高温焼もどしの方が小さい。発生する引張応力の作用する深さ範囲が異なっ

ている結果と推定する。この結果から、 d_{max} に対して焼もどし収縮はやはり関与していると考えられる。なお、本数については応力以外の要因によるクラックの発生しやすさの問題を検討する必要があると考えられる。

低温焼もどしと高温焼もどしで応力発生に関与する冶金的因子として相違するのは、焼もどし収縮現象との関連でマルテンサイトの炭素過飽和度と γ_R 量である。これらについて、項を改めて検討を加える。

4.2 炭素過飽和度の影響

本実験で、より深い熱衝撃クラックの発生が観察された、①焼入温度一定での Cr 含有量の減少、②Cr 含有量一定での焼入温度の高温化、サブゼロ処理温度の低温化、は、いずれも焼入れ時のオーステナイト・マトリックス中への固溶炭素量を増大させ、焼入れにより炭素過飽和度の大きいマルテンサイトを生成する。①については Cr 含有量の減少は Cr 炭化物としての固定炭素量の減少、 A_{c3} 変態点の低下により実質的焼入温度の高温化と同様の意味となる結果である。また、サブゼロ処理温度の低温化は、炭素を主とする合金元素の濃化により室温以下に M_s 点が低下している γ_R をマルテンサイトに変態させ、より低いサブゼロ温度で生成するマルテンサイトは、より炭素の過飽和度が高い。これらより、本実験での耐熱衝撃クラック性の低下とマルテンサイトの炭素過飽和度の増大の方向が一致していると言える。

熱変質層生成による応力発生について炭素過飽和度は焼もどし収縮現象を通じて関与していると考えられる。Fig. 10 は焼もどし収縮挙動に対するマルテンサイトの炭素過飽和度の影響を調査する目的で供試材 E について、 -90°C までのサブゼロ処理を行い、試料中に炭素過飽和度の異なるマルテンサイトを変態生成させ、昇温過程での寸法変化をディラトメーターで計測した結果である。昇温速度は、 $1000^\circ\text{C}/\text{min}$ の急速加熱とした。これらの寸法変化には γ_R の分解による膨張とマルテンサイトの焼もどし収縮が共に含まれており、さらに γ_R を多量に含む試料では線膨張係数も大きいため、複雑な曲線を呈する。しかし、収縮側の変化に着目すると炭素過飽和度が大きいマルテンサイトが生成していると考えられる低温サブゼロ材では、焼もどしによる収縮はより低温側で生じており、かつその収縮歪み量も大きい。これらの観察結果は、より高濃度の C を過飽和に固溶したマルテンサイトでは熱衝撃を受け生成する焼もどし層の収縮歪み量が大きく、かつより昇温温度の低い内部まで収縮歪みが生成することを示している。昇温過程での焼もどし収縮の発生は熱膨張拘束による塑性圧縮変形歪みを低減する作用であるが、昇温温度の低い内部では高温

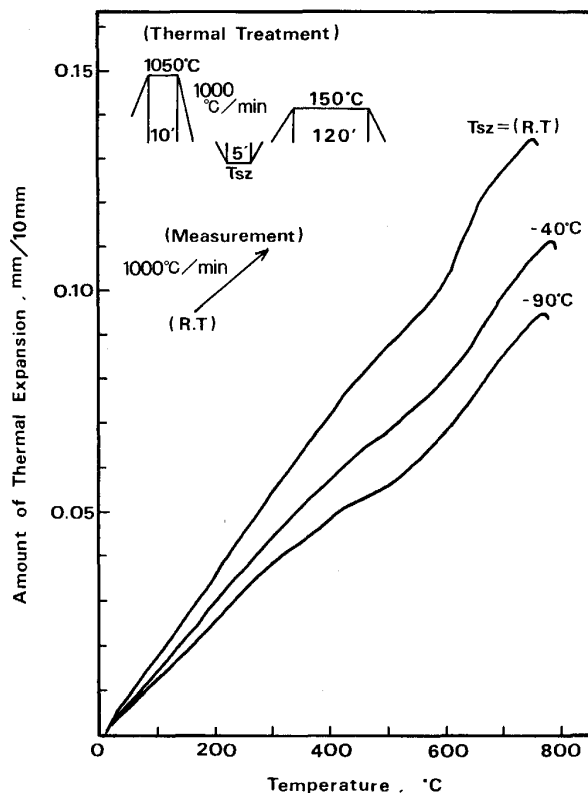


Fig. 10. Effect of subzero treatment temperature on thermal expansion behavior with rise in temperature.

強度が大きいため塑性圧縮変形歪みがほとんど発生せず、冷却後の引張応力の主因が焼もどし収縮歪みになる。佐藤らにより、その現象の不完全性（遅れ）が指摘され、クラック発生に対する関与が小さいとされている焼もどし収縮ではあるが、本実験で採用した d_{max} での耐熱衝撃クラック性の評価では引張応力の作用する範囲を深くし、 d_{max} を大きくする影響を有していると推測する。

一方、本実験結果を γ_R の影響という観点で見直すと、クロム含有量の影響および焼入温度の影響の場合でも、 γ_R が多いほど d_{max} が大きいという傾向となる。一般的には γ_R が多いほど延靱性が大きいと考えられるが、その機械的性質の影響が現れていない。これに対してサブゼロ処理温度の影響としては、処理により γ_R が減少し、 d_{max} が大きくなる傾向となっている。これらは、 γ_R 量の観点からは相反する相関である。しかし、前述のようにマルテンサイトの炭素過飽和度の観点では、その増加と d_{max} の増大の方向が一致している。従って、本実験結果に見られる γ_R と d_{max} の相関は、 γ_R 自身の影響によるものではなく γ_R とともに変化しているマルテンサイトの炭素過飽和度に起因したものと考えられる。

マルテンサイトの炭素過飽和度が焼もどし収縮挙動を通じて d_{max} に影響していると考えた。このマルテンサイトの性質に対して、 M_s 点の高低は、自己焼もどし現象との関係で重要と考えられる。Cr 含有量の増大とともに炭化物として固定される炭素量が増大し、焼入温度 1000°C 一定の場合には M_s 点が高温化し、8%Cr 以上では、本試験の焼もどし温度である 150°C (実際のワークロールの場合にも、一般に 150°C 前後の低温焼もどしで製造されている) よりも高い M_s 点となっていることを確認している。従って、本試験では高 Cr であるほど自己焼もどしの進行したマルテンサイトが多量に生成していると考えられる。これは高 Cr ほど熱衝撃入熱による焼もどしに対して、より鈍感なマルテンサイトが焼入段階ですでに形成されているものと考えられ、Fig. 6 に示したように Cr 含有量の大きな鋼種で ΔH_a が減少している一つの理由として考えられる。

4.3 耐熱衝撃クラック性の改善策

4.2 項での検討より、 d_{max} で評価した耐熱衝撃クラック性に対してマルテンサイトの炭素過飽和度が冶金学的因子として大きな影響を有していると考えた。4.1 項で示した高温焼もどしによる耐熱衝撃クラック性の顕著な改善は、特にこれを示唆する実験結果と思われ、最も有効な改善策と考えられる。実際のロールでは HS90 以上の高硬度が必要であり、高温焼もどしによる二次硬化でこの硬さを確保するためには、高速度鋼のような大きな二次硬化性を有する組成とする必要がある。

一方、低温焼もどしで硬さを確保している従来材質でも焼もどし収縮量の少ない材質とすることが有効と考えられるが、製造条件からも、例えば焼入温度を可能な限り低くしサブゼロ処理温度、焼もどし温度を可能な限り高くするなどのマルテンサイトの炭素過飽和度を小さくする熱処理条件での製造が有効であると考えられる。

5. 結 言

冷間薄板圧延機用作動ロールで生ずるスリップ事故を

模擬した落重式摩擦熱衝撃試験機を製作し、高炭素高クロム鋼の熱衝撃クラック現象に関して試験を実施し、以下の結論を得た。

(1) 熱衝撃部には表面より、再硬化層と焼もどし層の二つの熱変質層が生成するが、熱衝撃クラックの最大深さは、その熱変質層の深さと相関し、深い場合ほど大きいクラックを発生する。本実験では再硬化層厚さとの相関は弱く、焼もどし層の厚さと強く相関することが認められた。クラック発生場所は、再硬化層直下の焼もどし層内であり、熱衝撃により生成する引張残留応力のピーク位置と一致している。

(2) 実用的な意味での耐熱衝撃クラック性評価尺度である最大クラック深さは、焼入温度が高い、サブゼロ処理温度が低いなどの、より炭素過飽和度の大きいマルテンサイトが生成する場合ほど深くなる。また、高温焼もどしによって耐熱衝撃クラック性は大きく改善される。

(3) このマルテンサイトの炭素過飽和度の最大クラック深さに対する影響として、過飽和度が大きいほど熱衝撃を受けた時に、より昇温温度の低い内部まで焼きもどされ、収縮歪みによる引張応力を深い位置まで生成する結果、焼もどし層の厚さおよび最大クラック深さが大きくなると考えられる。

文 献

- 1) 田部博輔: 日本製鋼所技報, **26** (1969), p. 3034
- 2) 阪部喜代三, 田部博輔: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 836
- 3) 佐藤和紀, 竹内秀光, 三浦勝重, 坂下修一: 塑性と加工, **10** (1969), p. 405
- 4) 林 康代, 日野昇一, 溝口孝遠, 豊田裕至: 神戸製鋼技報 R & D, **33** (1983) 3, p. 21
- 5) M. NAKAGAWA, A. HOSHI, A. ASANO and Y. NAMBU: Iron and Steel Eng., **58** (1981) Mar., p. 44
- 6) 鉄鋼界報 No. 1363 (1985 年 7 月 11 日)
- 7) 大橋秀三, 石黒 徹, 西山哲郎, 後藤 宏: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1796