

0.85% C-3% Cr ロール鋼の破壊靱性に及ぼす 熱処理の影響

© 1988 ISIJ
 ///////////////
 論文
 ///////////////

宮 沢 賢 二*

Effect of Heat Treatment on Fracture Toughness of 0.85% C-3% Cr Roll Steel

Kenji MIYAZAWA

Synopsis:

Fracture process of band-type spalling which often occurs on the barrel surface of cold rolling work rolls, is known to be controlled by the fracture toughness K_{IC} of the roll steel in many cases. In order to study the factors improving the K_{IC} value, fracture toughness tests were carried out on the test pieces which were taken from the actual roll of 0.85% C-3% Cr steel, and were quenched and tempered in several conditions.

The main results obtained are as follows:

(1) K_{IC} values were highly dependent on the hardness. In the same hardness level, the higher the austenitizing temperature was, the higher the K_{IC} value became, and as for the subzero treatment, non-subzero steel gave higher K_{IC} values.

(2) In comparison between fully quenched steel and slack quenched steel containing some lower bainite in its structure, the latter gave higher K_{IC} values.

Key words: fracture toughness; roll steel; band-type spalling; hardness; austenitizing temperature; subzero treatment; fully quenched steel; slack quenched steel.

1. 緒 言

冷間圧延用鍛鋼ワークロールの帯状スポーリング（以下スポーリング）事故は、最近では激減したといえるが、その主な理由としては、ロール性能の向上¹⁾²⁾、ロール表面の微小き裂検出技術の開発³⁾⁴⁾、及び圧延機の連続化などによる圧延技術の向上などがあげられる。

一方、高圧下圧延の増加などにより、従来みられなかった転動疲労によるき裂の発生現象も観察されている。

スポーリング事故は今日減少したとはいえ、皆無ではない。その主原因は二つある。一つは検出漏れにより、き裂が残存したままロールが使用される場合、他の一つはロールの圧延使用中に、き裂の発生からスポーリングまでに至り、その検出と研削除去の機会が与えられ得ない場合である。これらの場合のスポーリング防止条件は、従来の耐事故性のみでなく、き裂伝播抵抗性を有することである。本研究では、鍛鋼ワークロール材として標準的に使用されてきた 0.85% C-3% Cr 鋼について、き裂伝播抵抗性の指針として破壊靱性 K_{IC} を調べ、耐スポー

リング性について検討した。

2. 鍛鋼ワークロールのスポーリング

鍛鋼ワークロールのスポーリングについては、理論的に解析した報告もあるが⁵⁾、著者は破面観察によりその破壊機構を調べた。Photo. 1 は本研究の端緒となつた鍛鋼ワークロールのスポーリングの外観である。この帯状破面の詳細を、Photo. 2 に示す。巨視的破面にはビー

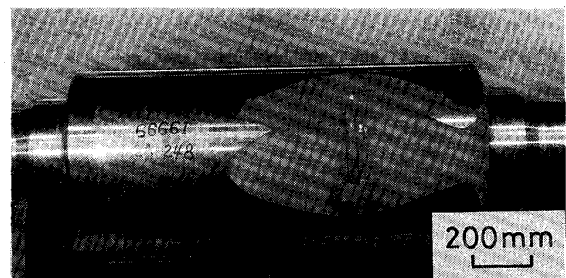


Photo. 1. A typical spalling accident which occurred on a cold tandem mill work roll.

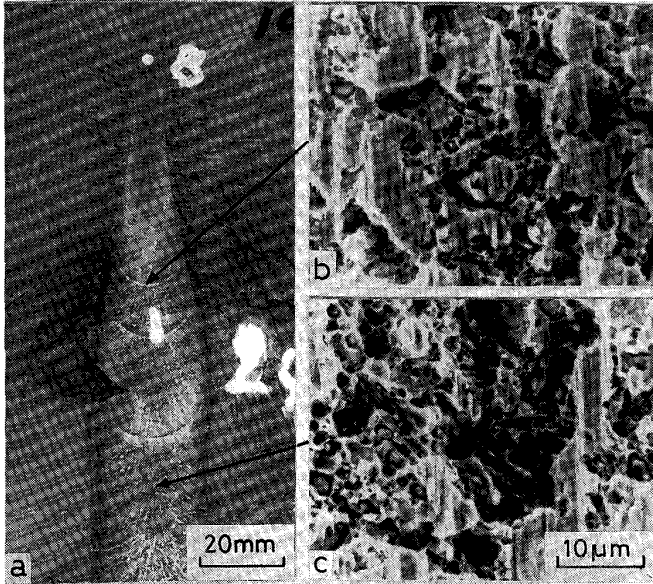
昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 9 月 21 日受付 (Received Sep. 21, 1987)

* 関東特殊製鋼(株)研究開発部 (Research and Development Department, Kanto Special Steel Works, Ltd., 1-3-1 Kandai Tsujidou Fujisawa 251)

チマークが認められ (Photo. 2 a), これが疲労破壊面であることを示している⁶⁾. また, ぜい性破壊の特徴を示す山形模様 (Chevron pattern)⁷⁾が, 露出した帯状破

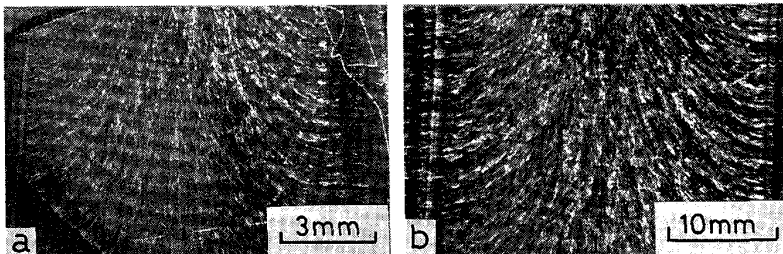
面のほぼ全面に認められる. Photo. 3 に帯状破面の特徴を示す.

これらの破面観察によると, 帯状破壊は疲労破壊とはいえぜい性破壊に酷似していること, 及びその破壊様式はモード I 型⁸⁾支配であることなどがわかる. なお, Photo. 2 b, c は帯状破面のミクロ的観察結果である. 次に, スポーリングの起点を探索したが, ロール表面上では確認できなかった. これはスポーリング事故の発生と同時に, その起点を含むロール表面層がはく離し, 破片として飛散紛失したためと考えられる. しかし, 帯状破面の円周方向延長上のロール表面に, Photo. 4 に示す小スポール, 及びミクロ的き裂が数箇所観察された. これらのき裂は, ロール表面下 0.5 mm 深さ以内にある非金属介在物の周辺の母材にのみ認められること, 及びロール円周方向に平行であることなどより, 転動疲労により発生したものである⁹⁾. なお, ロール表面層にはその他の初期損傷は検出されず, 上記微小き裂の一つがスポーリングの起点となつたと考えられる. ワークロールの転動疲労はワークロールと板, ワークロールとバックアップロール間でそれぞれ考慮する必要がある. 赤堀¹⁰⁾は条件を限定しているが, 後者の接触圧力が高いとして二つの円柱の接触問題として検討している. 本ワークロールは鉄鋼薄板圧延 6 スタンドタンデムミルの



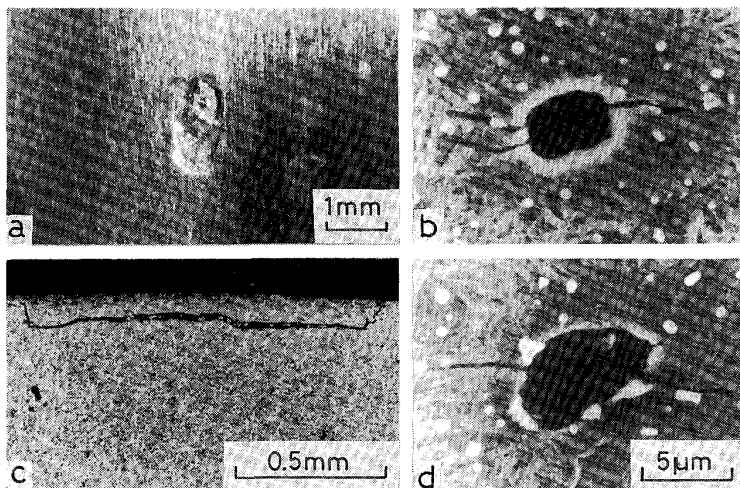
a : Macroscopic view b : Scanning electron micrograph of beach mark c : Scanning electron micrograph of fracture surface between beach marks

Photo. 2. Observation of the belt-like fatigue fracture surface.



a : Beach marks and chevron-like pattern
b : Chevron pattern between beach marks

Photo. 3. Characteristics of the belt-like fracture surface.



a : Small spalling b, d : Microcracks around a non-metallic inclusion c : A fine crack under surface

Photo. 4. Damage on the barrel surface due to rolling contact fatigue.

最終スタンド用であるので、圧延条件の把握は困難にしても、圧下率及び摩擦係数はかなり小さいと推定される。従つて、問題の転動疲労き裂の深さは、ロール間接触問題として算出しても誤差は小さいと考えられる。そこでロール間の接触幅を $2a$ とすれば、き裂の発生深さは $0.5a \sim 0.8a$ 付近であろう¹⁰⁾。平川ら¹¹⁾はロール表面層に存在するき裂の破壊機構として、長さ b 、傾斜角 30° のき裂の場合、 $b < 2.1a$ ではモード II 型支配、 $b > 2.1a$ ではモード I 型支配の破壊となることを示している。これはき裂の深さで $1.05a$ であるから、転動疲労き裂を初期き裂とすれば、発生後早期にモード I 型支配の破壊となることが推定される。

以上の観察及び検討結果より、鍛鋼ワークロールの表面層にき裂が存在する場合、その後の破壊進展はほとんどが破壊靱性 K_{IC} により支配されると考えられる。

3. 供試鋼と実験法

3.1 供試鋼

供試鋼は球状化焼鈍後荒加工した実体鍛鋼ワークロール（胴径 605 mm × 胴長 1422 mm × 全長 3365 mm）の胴端（鋼塊底部側）より $\phi 605$ mm × 320 mm の円柱ブロック、及び軸より $\phi 360$ mm × 50 mm の円板を切り出したものである。

その化学組成を Table 1 に示した。上記鍛鋼ワークロールは、電気炉溶製、取鋼脱ガス後特殊造塊法（Non ghost process）¹²⁾ により 10 t 級鋼塊とし、これを大型プレスにより鍛伸成形したもので、胴及び軸の鍛造比はそれぞれ 2.0 及び 5.8 である。

3.2 破壊靱性試験法と試験片

破壊靱性試験法は ASTM E-399¹³⁾ の引張試験法に準じておこなつたが、試験片に予き裂を入れる場合のみ特別に工夫した。すなわち、本試験では熱処理後の試験片の硬さは HRC 60 以上と高く、この状態で予き裂を入れることは困難であつたため、焼鈍状態の試験片にまず予き裂を入れ、次に所定の熱処理を施した後、常温で破壊試験をおこなつた。なお、加熱は予き裂先端の脱炭防止のため、真空加熱炉によりおこなつた。用いた試験片の寸法を Fig. 1 に示した。厚さ 15 mm の CT 試験片で E 399 の要件を十分満足している。

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

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.90	0.65	0.33	0.013	0.008	0.07	0.18	3.19	0.23

3.3 実験方法

K_{IC} と各種要因との関係を調べるため、 K_{IC} 試験は以下 4 通りの場合について実施した。

3.3.1 採取方向の影響

試験片は円柱ブロックより Fig. 2 に示すように採取した。すなわち、切欠きの方向を円筒面に対し 0° 、 45° 、 90° の 3 通りとし、これらに対し同一の熱処理 ($900^\circ\text{C} \times 1/2 \text{ h} \rightarrow \text{O. Q}$, $130^\circ\text{C} \times 3 \text{ h} \rightarrow \text{A. C}$) を施した。

3.3.2 鍛造比の影響

円柱ブロック (2.0 S) と円板 (5.8 S) の表層より 90° 方向に試験片を採取し、同一熱処理 ($900^\circ\text{C} \times 1/2 \text{ h} \rightarrow \text{O. Q}$, $130^\circ\text{C} \times 3 \text{ h} \rightarrow \text{A. C}$) を施した。

3.3.3 熱処理条件の影響

円柱ブロックより 90° 方向に試験片を採取し、Table 2 の各種熱処理を施した。オーステナイト (γ) 化温度は実用的な 880 、 900 、 920°C とし、油焼入れした。

更にサブゼロ処理 (S. Z: Subzero treatment, 液体窒素により ($-$) 120°C に冷却) したのもも準備した。焼もどしは 100°C から 180°C の範囲で施した。なお、残留 γ 量は X 線応力測定装置 (SMX-50) により測定した。

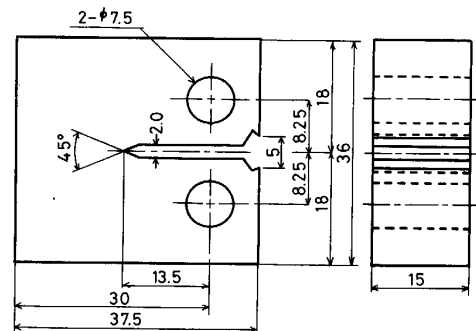


Fig. 1. Dimension of fracture toughness test piece (in mm).

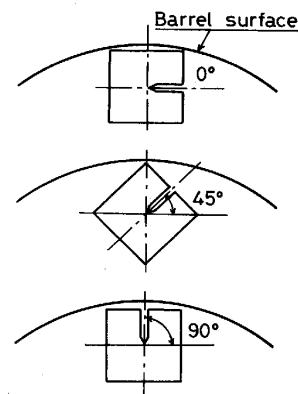


Fig. 2. Directions of notches of test pieces taken from part near the surface of the roll.

Table 2. Heat treatment conditions of the test pieces.

	Quenching	Tempering
A	880°C×1/2h→O. Q	
B	900°C×1/2h→O. Q	100°C×3h→A. C
C	920°C×1/2h→O. Q	130°C×3h→A. C
D	880°C×1/2h→O. Q→S. Z((-)120°C×1h)	150°C×3h→A. C
E	900°C×1/2h→O. Q→S. Z((-)120°C×1h)	180°C×3h→A. C
F	920°C×1/2h→O. Q→S. Z((-)120°C×1h)	
G	900°C×1/2h→200°C×1/3h(HOT a. c)→A. C	130°C×3h→A. C
H	900°C×1/2h→210°C×1/3h(HOT a. c)→A. C	

O. Q : Oil quenching S. Z : Subzero treatment A. C : Air cooling

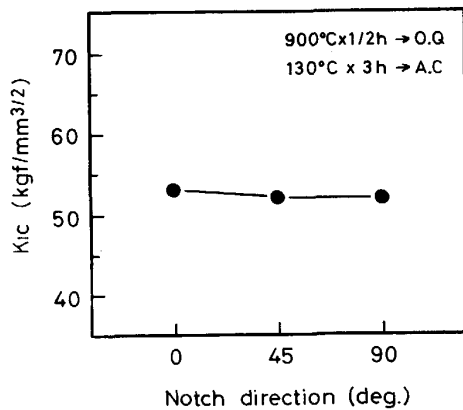


Fig. 3. Relation between the notch direction of test piece and fracture toughness K_{IC} .

3.3.4 ミクロ組織の影響

90°方向に試験片を採取し、 γ 化温度 900°C に加熱後、焼入冷却条件を調整し下部ベーナイトを含む不完全焼入組織を得た。Table 2 に熱処理条件を併せて示す。

なお、試験後の試験片の破面は SEM 観察を行った。

4. 試験結果

4.1 採取方向、鍛造比と K_{IC} の関係

Fig. 3 に試験片の採取方向と K_{IC} の関係を示す。 K_{IC} は試験片採取方向とはほぼ無関係に一定である。すなわち、鍛造比 2.0 程度のロールの表層では、 K_{IC} に方向性はほとんどないことがわかる¹⁴⁾。次に、鍛造比と K_{IC} の関係を Fig. 4 に示す。この場合にも、 K_{IC} は鍛造比に関係なくほぼ一定である。

4.2 熱処理条件と K_{IC} の関係

試験結果を Fig. 5~11 に示す。Fig. 5 は γ 化温度と硬さ、及び K_{IC} の関係を示している。 K_{IC} は γ 化温度の上昇と共に低下し、硬さは逆に上昇している。同様に、焼もどし温度とそれらとの関係を Fig. 6 に示す。この場合には、 K_{IC} は焼もどし温度と共に上昇し、硬さは低下している。すなわち、 K_{IC} は硬さ依存性の大きいことがわかる。一方ロール表層では、 K_{IC} がいかに高い場合

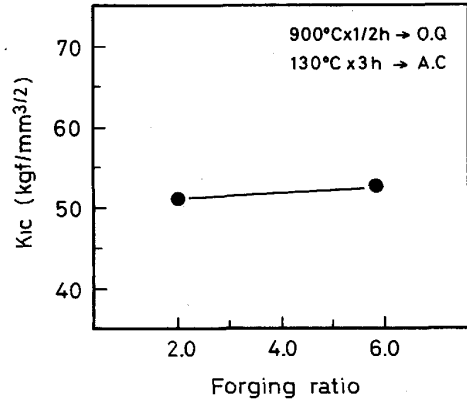


Fig. 4. Relation between forging ratio and fracture toughness K_{IC} .

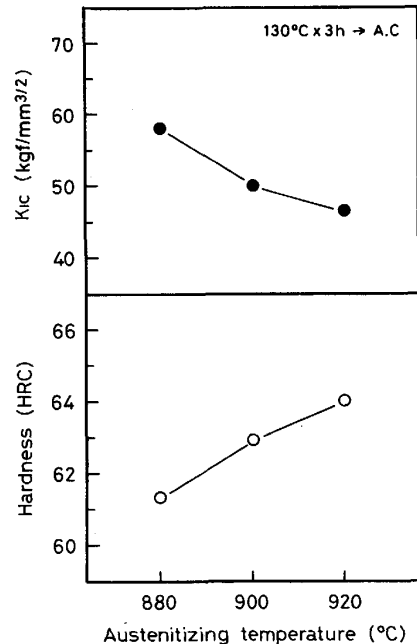


Fig. 5. Relation between austenitizing temperature, hardness and fracture toughness K_{IC} .

でも、所定硬さを有さないなら圧延は不可能である。従って、ロール鋼の K_{IC} 評価としては、硬さにより整理するのが実用的で妥当であると考えられる。そこで γ 化温度を変えた場合の、硬さと K_{IC} の関係を Fig. 7 に示す。

硬さが高い場合、 K_{IC} が低下することは上記のとおりであるが、同一硬さの場合、 γ 化温度が高いほど K_{IC} も高いことがわかる。すなわち、 γ 化温度は高いほど有利となる。

次に、焼入れ後の S. Z が K_{IC} に及ぼす影響を調べたものが Fig. 8~10 である。これらの図より明らかなように、Fig. 10 の硬さ HRC 64 付近を除き、いずれの場合にも S. Z しないものが高い K_{IC} を示している。各図

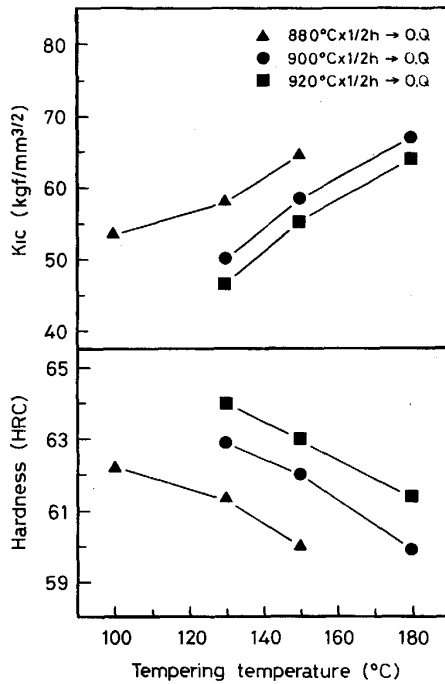


Fig. 6. Relation between tempering temperature, hardness and fracture toughness K_{IC} .

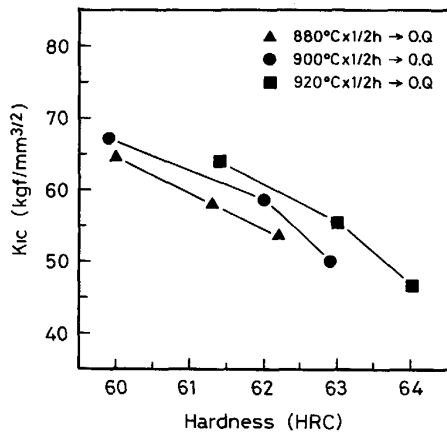


Fig. 7. Relation between hardness and fracture toughness K_{IC} .

中に残留 γ 量を示しているが、S、Zしたものとしなものとの違いは主として残留 γ 量にあるから、後者の K_{IC} が高いのは残留 γ の影響によるものといえる。次に、S、Zしたものの硬さと K_{IC} の関係をFig. 11に示す。この場合にも γ 化温度が高いほど K_{IC} は高い。

4.3 ミクロ組織と K_{IC} の関係

鍛鋼ワークロールの焼入れ硬化層はある深さまでは完全焼入組織となつているが、硬化層終点に接近すると不完全焼入組織が出現する。そこで γ 化温度を一定(900°C)とし、焼入れ後の硬さがHRC 60以上となる

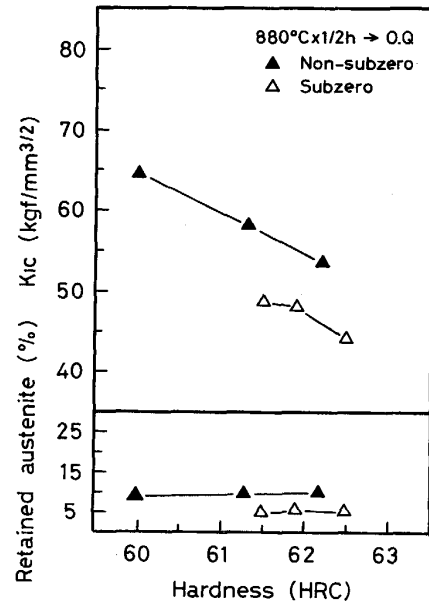


Fig. 8. Relation between hardness, the amount of retained austenite and fracture toughness K_{IC} of subzero and non-subzero treated test pieces (austenitizing temperature 880°C).

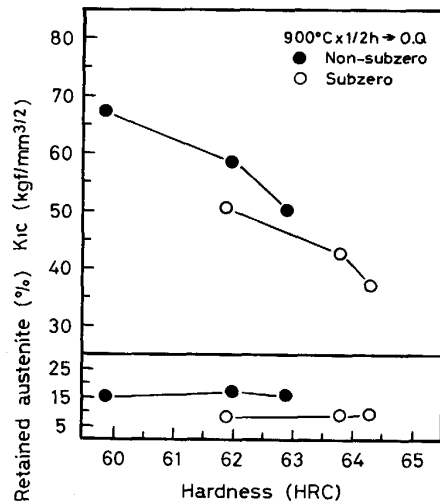


Fig. 9. Relation between hardness, the amount of retained austenite and fracture toughness K_{IC} of subzero and non-subzero treated test pieces (austenitizing temperature 900°C).

Table 2の2種の熱処理法GおよびHにより、不完全焼入組織を得た。前者の場合、下部パーナイト組織は17.3%、後者では34.0%の面積率であつた。このようにして得られた試験片の K_{IC} をFig. 12に示す。図にみるように、不完全焼入組織の K_{IC} は完全焼入組織のそれよりもかなり高い値である¹⁴⁾。これについては例えば内山ら¹⁵⁾は、マルテンサイトとパーナイトの混合

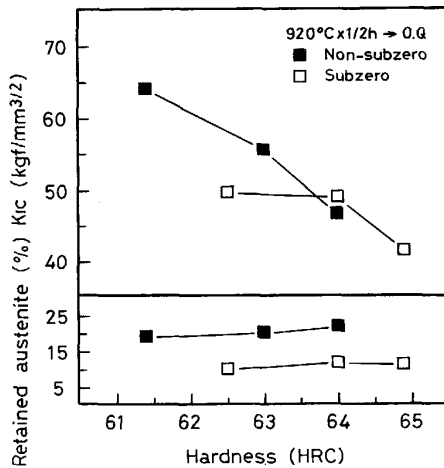


Fig. 10. Relation between hardness, the amount of retained austenite and fracture toughness K_{IC} of test pieces quenched fully and slack (austenitizing temperature 920°C).

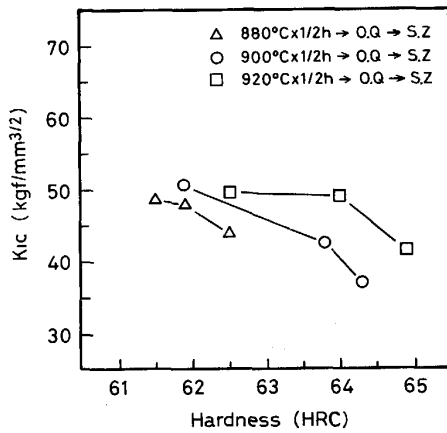


Fig. 11. Relation between hardness and fracture toughness K_{IC} of test pieces quenched at several austenitizing temperature and subzero treated.

組織では細粒化したと同一の効果をもたらし、それが靱性により影響を与えるとしている。

4.4 破面観察

Photo. 5 に試験片の破面のミクロ的観察結果を示す。

Photo. 5 a は γ 化温度 900°C から完全焼入れした試験片の破面であるが、初期破壊では粒界破面が、終期では粒内破面が観察される。この場合、破壊時期により破面が異なった理由としては、主として破壊の進展速度の違いによるためと考えられる。すなわち、破壊初期にはその進展速度が小さいので、 γ 粒界で選択的破壊が生じ、破壊終期では進展速度が大きいため、選択的破壊のできる時間的余裕がないため、粒内破壊したのであろう。

次に、Photo. 5 b は完全焼入れ後 S. Z. したものの破

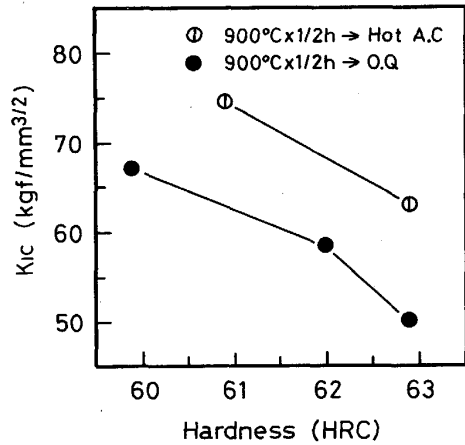


Fig. 12. Relation between hardness and fracture toughness K_{IC} of test pieces quenched fully and slack.

面を示すが、S. Z. しないものとの特徴の差は認められない。

最後に不完全焼入れ組織の試験片の破面を Photo. 5 c に示す。この場合には破壊初期でも粒内破壊することが確認された。この理由は、4.3 節で述べた混合組織の細粒化と同一効果が、大きな要因になっているものと推定される。

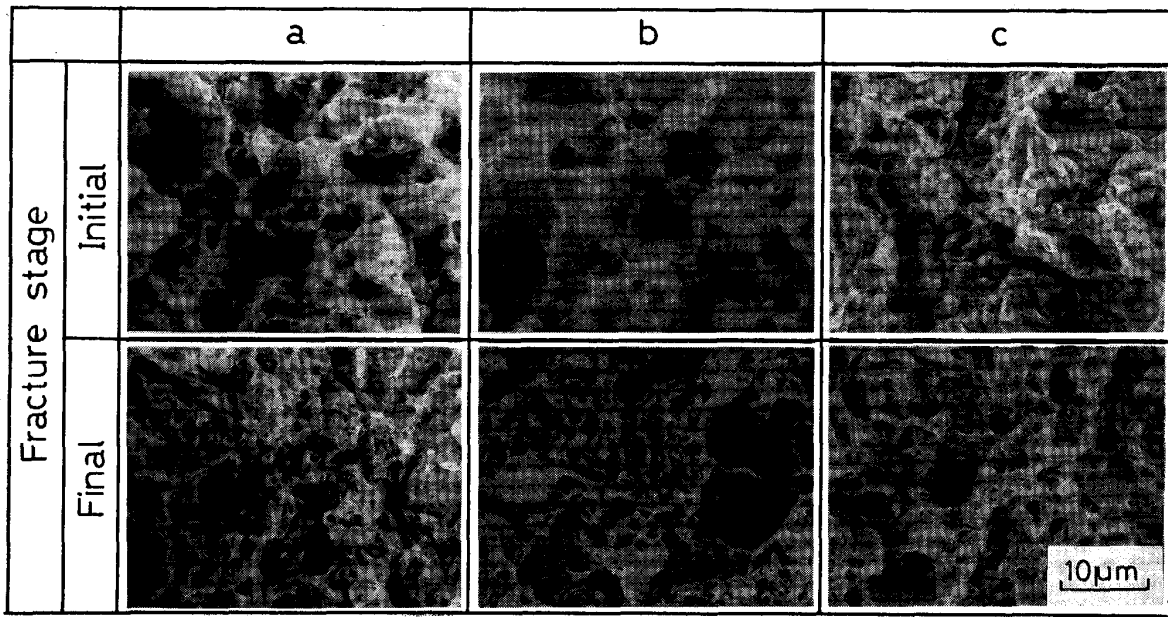
5. 考 察

5.1 K_{IC} 向上因子

以上の試験結果によると、完全焼入れする場合において K_{IC} を大きくするためには、硬さを低くすること、 γ 化温度を高くすること、S. Z. をしないことなどであるが、一方破面観察によれば、 γ 結晶粒界が K_{IC} を支配していることも確認された。そこでこれらの結果をもとに、 K_{IC} 向上因子について若干考察した。 γ 化温度の相違が K_{IC} に影響を及ぼす因子としては、 γ 結晶粒度、残留炭化物量、マルテンサイト地中への合金元素固溶量、残留 γ 量、及び焼もどし温度などが考えられる。吉川ら¹⁶⁾¹⁷⁾は K_{IC} に及ぼす γ 結晶粒径、炭化物体積率、及びマルテンサイト地への C 固溶量などの影響について報告している。

これらによると結晶粒径は大きいほど K_{IC} も大きいと述べているが、 $9\sim 16\ \mu\text{m}$ の範囲では K_{IC} の増量はわずかである。

本実験の場合、結晶粒径は γ 化温度 $880, 900, 920^{\circ}\text{C}$ に対し $12.5, 14.8, 17.6\ \mu\text{m}$ であるから 920°C の場合に最も有利となるが、上記によればその効果の程度は小さいと推定される。また、炭化物体積率については小さ



a: 900°C, O.Q. b: 900°C, O.Q., S.Z. c: 900°C, HOT A.C.

Photo. 5. Observations of the fracture surface of test pieces variously quenched by a scanning electron microscope.

いほど K_{IC} は大きいですが、1.4% 以上ではほとんど影響しないと述べている。本実験の場合には4~6%の範囲であるから、残留炭化物量の相違は K_{IC} にほとんど影響していないと推定される。次に、マルテンサイト地中への合金元素固溶量の影響としてC量について検討しているが、固溶量が小さいほど K_{IC} は大きいことを示している。この結果によれば γ 化温度が高いと、合金元素の固溶量が増大するので、 K_{IC} に対しては不利となることが推定される。

また、残留 γ の影響についてはその効果が大きいことは4.2節で述べたとおりであるが、 γ 化温度が高いほど残留 γ 量は多い (Fig. 8~10) ので、その効果も大きいと考えられる。なお、残留 γ が存在する場合に K_{IC} が高い値を示す理由としては、 γ 結晶粒界に存在する軟質な残留 γ が、粒界をき裂が進展する場合に、抵抗を示すためと考えられる。最後に焼もどし温度の影響であるが、Fig. 5及び6より、焼入硬さは γ 化温度が高いほど高いので、同一硬さレベルでは γ 化温度が高いほど焼もどし温度も高くなる。従つて、 γ 化温度とともに焼もどし温度が変化するのは当然であり、そのことが K_{IC} に対し大きく影響したとは考えがたい。

以上の考察により、 γ 化温度が高いほど高い K_{IC} を示した理由としては、主として γ 結晶粒が大きいこと、残留 γ 量が多いことなどの K_{IC} 向上因子による重畳効果が、合金元素の固溶量増大による不利な作用を上回つたためと考えられる。なお、下部ペーナイトを含む不完

全焼入組織が、完全焼入組織よりも高い K_{IC} を示すことは Fig. 12 のとおりであるが、このことより不完全焼入組織が現れるロール焼入硬化層終点に近い位置での K_{IC} については、懸念する必要がないことがわかる。

5.2 耐スポーリング性の検討

5.2.1 硬さと残留応力

ロールの硬さはほとんどがショア硬さによる管理であるが、この硬さは材料の基地硬さと残留応力による付加硬さからなるので¹⁸⁾¹⁹⁾、残留応力の大きさと分布は重要である。鍛鋼ワークロールの胴表層には一般に大きな圧縮残留応力 (軸及び円周方向に50~150 kgf/mm²) が存在するので、ショア硬さを高める効果は大きいですが、半径方向の引張残留応力によつて破壊の進展を促進することも考えられる⁵⁾。一方、ロックウェル硬さやピッカーズ硬さは残留応力の影響をあまり受けないので、材料の基地硬さの測定に使用される。ショア硬さを一定としたとき、基地硬さを高目に選定すれば、残留応力による付加硬さはその分だけ低下させることができる、すなわち残留応力を低下できるが、材料の K_{IC} は低下する。従つて、ショア硬さを満足させる場合、基地硬さに着目しながら残留応力を調整することが望ましいと考えられる。次にロール材の基地硬さの設定であるが、圧延に支障がない硬さは圧延材料、圧延条件などを配慮して決定する必要があるが、理論的設定は困難である。しかし経験的には HRC 62 以上の硬さが必要であり、これ以下の低い硬さでは K_{IC} は高くなるが、圧延時ロール表面

にへこみきずを生じやすい。

5.2.2 熱処理条件

鍛鋼ワークロールは通常、誘導加熱焼入法により熱処理する。この方法による短時間加熱では、 γ 化温度は高目の方が高硬化深度を得やすいが、高すぎるとマイクロ組織にむらを生じやすい。Fig. 7 の γ 化温度と K_{IC} の関係によれば、 γ 化温度は高いほど有利なので 920°C を選定したい。ところがこの温度は超共析鋼の本鋼及び上記マイクロ組織のむらについて配慮すれば、高すぎるであろう。

NUNOMURA ら²⁰⁾は軸受け鋼の場合に、 K_{IC} がピーク値を示す γ 化温度の存在することを報告している。しかし本研究では、上記加熱焼入法におけるロールのマイクロ組織に着目して上限温度を限定し、 900°C 付近が適切な温度と考えた。次に、S. Z. については例えば、Fig. 9 に示すごとく、同一硬さでは K_{IC} に対しては不利である。従つて、高硬化深度を必要とする場合、加熱焼入法の選定や開発によつて目的を達成し、S. Z. に依存しないことが望ましいが、それでもこの処理を必要とする場合には、残留 γ 量を少なくとも 10% (本実験の 880°C 焼入れの場合に相当、 900°C 焼入れ後(-) 120°C の S. Z. では 8%) 以上で管理すべきであろう。

5.2.3 K_{IC} を優先した熱処理条件と耐事故性、転動疲労強度との関係

(1) 耐事故性：耐事故性は硬さ依存性が大きく、硬さが低いほど有利である¹⁾。従つて、耐事故性の観点からはロール材の硬さはできるだけ低くしたいが、5.2.2 項に述べた理由により圧延時へこみきずを生じない硬さ (HRC 62~63) が必要である。次に、S. Z. と耐事故性の関係であるが、標¹⁾は残留 γ 量が多いと硬さが低下するため、耐事故性に有利であると述べている。従つて、この場合にも硬さが支配的であるから、S. Z. の有無にかかわらず、同一硬さなら耐事故性は同一と推定される。

(2) 転動疲労強度：大沢ら²¹⁾は軸受け鋼の転動疲労寿命は硬さ HRC 62~63 付近でピークとなることを示している。このことより、ロール鋼でも上記硬さなら、あまり不利な転動疲労強度とはならないと推定される。また、残留 γ が転動疲労寿命に及ぼす影響についても、軸受け鋼での試験結果があり²²⁾、残留 γ が有利に作用する結果を得ている。従つて、ロール鋼の転動疲労寿命に対しても、残留 γ が有効であることは想像に難くない。

以上の検討により、 K_{IC} を優先した熱処理条件は耐事故性、転動疲労強度に対しても不利になることは考えられない。なお、S. Z. しない焼入法で所定の高硬化深度とした鍛鋼ワークロールでは、良好な耐スポーリング性

を有することを確認している。

6. 結 言

冷間圧延用鍛鋼ワークロール材 0.85% C-3% Cr 鋼の破壊靱性 K_{IC} に及ぼす熱処理の影響を把握する目的で、実体ロールより採取した試験片に種々の焼入れ焼もどしを施し、破壊靱性試験をおこなつた。得られた結果は以下のものである。

(1) 試験片採取方向及び鍛造比と K_{IC} の関係は特に認められなかつた。(2) K_{IC} は硬さ依存性が大きい、同一硬さではオーステナイト化温度が高いほど高い値を示した。(3) 焼入れ後サブゼロ処理したものとしなないものでは、後者が高い K_{IC} を示した。(4) 完全焼入鋼と下部ベーナイトを含む不完全焼入鋼では、後者が高い K_{IC} を示した。(5) 完全焼入試験片の初期破面は粒界破面、下部ベーナイトを含む不完全焼入試験片のそれは粒内破面であつた。

文 献

- 1) 標 正, 広瀬春彦: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 785
- 2) 阪部喜代三, 田部博輔: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 836
- 3) 標 正: 大阪大学工学博士学位論文 (1961年10月), p. 15
- 4) 河村皓二, 三宅信市, 川本隆治, 浦澤嘉記: 鉄と鋼, 70 (1984), S 1089
- 5) 太田定雄, 溝口孝遠, 吉川一男: 鉄と鋼, 62 (1976), S 621
- 6) 池高 聖, 野原 薫: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 795
- 7) 破壊力学と材料強度講座 15 (北川英夫, 小寺沢良一編) (1979), p. 61 [培風館]
- 8) 石田 誠: 破壊力学と材料強度講座 2 (1977), p. 39 [培風館]
- 9) 黒田昌夫: 日本機械学会論文集 (第3部), 26 (1960), p. 1258
- 10) 赤堀公彦: 塑性と加工, 6 (1965), p. 329
- 11) 平川賢爾, 外山和男, 山本三幸: 鉄と鋼, 69 (1983), S 710
- 12) K. MIYAZAWA: Lubrication Engineering, 38 (1982), p. 416
- 13) ASTM Standard Designation E-399-72 (1972)
- 14) N. TSUSHIMA, H. NAKASHIMA and H. MURO: 日本材料強度学会誌, 10 (1975) 3, p. 91
- 15) 内山 郁, 角田方衛, 河部義邦, 古林英一: 鉄鋼・高強度に挑む (1981), p. 174 [工業調査会]
- 16) 吉川一男, 溝口孝遠, 木下涼一, 太田定雄: 鉄と鋼, 63 (1977), S 903
- 17) 吉川一男, 太田定雄, 溝口孝遠: 鉄と鋼, 65 (1979), S 259
- 18) 古川満治, 田中光之: 鉄と鋼, 65 (1979), S 260
- 19) 中川師夫: 鉄と鋼, 60 (1974), S 469
- 20) S. NUNOMURA, T. KASHIWAMURA, K. MACHIDA and S. SAKUI: Proc. Int. Conf. FRACTURE MECHANICS AND TECHNOLOGY, Vol. 1, Hong Kong (1977), p. 553
- 21) 大沢真澄, 沓掛栄一: 不二越技報, 17 (1961) 2, p. 47
- 22) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺章三: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 1353