

技術論文

鉄鋼熱間圧延用鋳造ロール材の破壊力学特性

Fracture Mechanics Characteristics of Cast Roll Materials for Steel Hot Rolling



常務取締役 製品事業本部長
石井 芳雄
Yoshio Ishii

製品事業本部 顧問
博士(工学) 橋本 光生
Mitsuo Hashimoto

要旨

熱間圧延においてロールは正常な操業下では摩耗により消耗する。しかし、圧延操業中にトラブルが発生すると、機械的若しくは熱的き裂が生じ、進展成長し消耗する。そこで、熱間圧延用ロールの代表的な材料である合金鋳鋼 (CS)、アダマイト (AD)、ニハード鋳鉄 (IC)、高クロム鋳鉄 (HCR) 及び多合金白鋳鉄 (HSS) について、COD 及び CT 試験片を用いて破壊じん性値とき裂進展特性を調査した。破壊じん性値は共晶炭化物が晶出するにつれて低下する。き裂の進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK_I の間には、Paris-Erdogan の関係式 $da/dN=C(\Delta K_I)^m$ が成り立ち、定数 C と m の間には $C=1.88 \times 10^{-5}/10.6^m$ の関係がある。定数 m は 2mass%C 以上の炭化物の晶出する範囲では大きな値となり、硬さが高いほど大きな値を示し、CS, AD, HCR, IC, HSS の順でき裂進展は速くなる。

Abstract:

In the hot rolling, the rolls are generally consumed by wear under normal operation. However mechanical or thermal cracks generate and propagate, when accidents occur in rolling operation. Therefore, fracture toughness and crack propagation characteristics were investigated using COD and CT test specimens for the typical materials of hot rolling rolls, such as alloy cast steel (CS), adamite (AD), nihard cast iron (IC), high chromium cast iron (HCR) and multi-component white cast iron (HSS). Fracture toughness decreases as eutectic carbides crystallized. The Paris-Erdogan relation, $da/dN=C(\Delta K_I)^m$ holds between the rate of crack propagation (da/dN) and the range of stress intensity factor (ΔK_I), and the relation between the constants C and m was expressed by $C=1.88 \times 10^{-5}/10.6^m$. The constant m has a large value over 2 mass% C where the carbides exist, and the higher hardness, the larger of constant m . Then, the crack growth becomes faster in the order of CS, AD, HCR, IC and HSS.

Keywords: rolling mill roll, cladding, high-speed tool steel, hot rolling, wear, toughness

1. 緒言

鉄鋼圧延工程においては、ロールを介して鋼材に大きな荷重を負荷し、塑性変形能を利用して種々の寸法及び形状の製品に成形する。熱間圧延用ロールは高温に加熱した鋼材との接触による熱伝導並びに摩擦熱に

よる加熱と水冷の繰返しを受けるので、表面には熱き裂が発生し、回転のたびに繰返し加わる大きな機械的負荷はき裂の進展を促進する。鋼材と接触する作働ロール (以下ロールと称す) は耐久性の観点から鋳造ロールが使用され、力学的、熱的負荷条件に加えて、

腐食等の化学的条件から、化学成分、鑄造及び熱処理等の適切な製造条件が選択され、目的の金属組織並びに硬さを確保した材料が使用に供される。通常の操業下では、ロールは主に摩耗により消耗するが、圧延操業のトラブルに遭遇した際には機械的もしくは熱的き裂が生じ、さらに機械的な負荷によりき裂が進展成長して消耗に至る。従来より、鑄鉄、アダマイト及び鑄鋼が広く使用されてきた。その後、高クロム鑄鉄が導入され、さらに多合金系白鑄鉄が実用化された¹⁻⁴⁾。この結果、通常摩耗による消耗は飛躍的に減少したが、一方では、圧延作業時のトラブルによって生じるき裂の発生並びに進展に起因した消耗の比率が増大した。以上述べた理由により、従来の材料力学的強度に加えて破壊力学的特性を把握する研究が望まれている。そこで、代表的な熱間圧延用ロール材について調査・研究を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験試料は実際の圧延作業に供されるロールの、圧延鋼材と接する表面近傍より採取した。Table 1 に化学成分、鑄造法、熱処理の概略を示す。材料は前記した従来材のニハード鑄鉄（米国では grain cast iron、欧州では indefinite chilled cast iron と呼ばれ、本報では IC と記す）、アダマイト (AD)、高クロム鑄鉄 (HCR) 及び最新材料の多合金系白鑄鉄(HSS：一般的にはハイスと呼ばれる)について主に調査したが、さらに粗圧延機で使用されている合金鑄鋼 (CS) も加えた。鑄鋼及びアダマイトは普通静置鑄造法 (SC)、ニハード鑄鉄及び高クロム鑄鉄は遠心鑄造法 (CF)、多合金系白鑄鉄は連続鑄掛け法 (CPC) にて製造した。実験試料を採取したロールの寸法は直径 650~850mm、質量は 5~15ton 程度であった。

2.2 実験方法

破壊じん性値及び疲労き裂進展特性を調査した試験片及び試験の概要図を Fig.1 に示す。基本的には COD 試験片を用いた三点曲げ試験 (Fig.1(a))を行い、試験片のサイズは HSS 材及び HCR 材は幅 (W) 25mm、厚さ (B) 25mm、長さ 120mm (負荷スパン 100mm) に深さ (M) 5mm の片側切欠きを設けた。延性を有する CS 及び AD については、幅 (25mm) を除きほぼ 2 倍の寸法、厚さ 50mm、長さ 220mm (スパン 200mm) に深さ 10mm の片側切欠きを設けた試験片を使用した。なお、切欠き先端部は直径 0.1mm のワイヤーカットにて加工した。き裂の進展については試験片の両側の切欠き前方にクラックゲージを貼り、き裂長さの変化を測定した。最大荷重は HSS 及び HCR については 12,740N とし、応力比 (R) を 0.3、CS 及び AD については 19,600N、R を 0.2 及び 0.5 の 2 水準の片振り条件のもとで 4Hz

(240cpm) の交番曲げモーメントを負荷した。なお、代表的な従来材であるが脆い炭化物 (セメントイト) が多量に晶出しているニハード鑄鉄については、比較的精度よく試験ができるとされる Fig.1(b)に示した CT 試験片 (W=50mm, B=25mm) を用いて試験を行った。ハイドロパルス疲労試験機を用いて、応力比 (R) を 0.2 とした片振り引張条件のもとで 40Hz の交番荷重を負荷した。試験片の採取方向は、切欠きがロール表面から内部に向かう方向とし、き裂の進展方向、補強ロール及び圧延鋼材との接触面からかかる圧力方向及び凝固の進展方向と一致させた。

Table 1 Chemical composition of test specimens.

Material (process)	Chemical composition (mass%)							Heat treatment
	C	Ni	Cr	Mo	V	W	Oth.	
CS (SC)	0.6	1.9	1.4	0.5	Tr.	Tr.	-	DP+NT
AD (SC)	1.6	0.5	1.0	0.5	Tr.	Tr.	-	DP+QT
IC	3.3	4.4	1.7	1.5	Tr.	Tr.	-	St
HCR	2.7	1.3	17.	1.3	0.2	Tr.	-	A+NNTT
HSS	2.0	Tr.	5.0	5.0	5.0	5.0	Co	A+NNTT

Note1) Material; CS: Cast steel, AD: Adamite, IC: Indefinite cast iron, HCR: High-chromium cast iron, HSS: High speed steel type cast iron (Multi-component white cast iron),
 Note2) Manufacturing process; SC: Static casting, CF: Centrifugal casting, CPC: Continuous poring process for cladding.
 Note3) Heat treatment; D: diffusion annealing, P: spheroidizing annealing, N: normalizing, T: tempering, Q: quenching, St: stabilizing, A: annealing, N: normalizing.

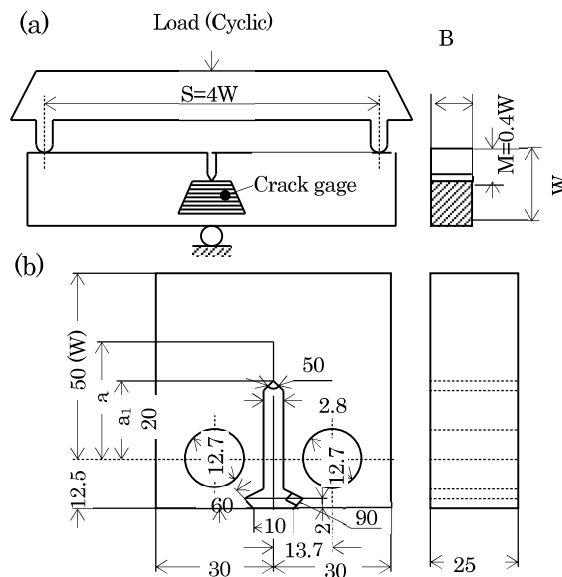


Fig.1 Schematic drawing of test specimen for fatigue crack propagation test.

き裂の進展速度 (da/dN) は、き裂がクラックゲージのグリッドの間隔を成長するに要する荷重繰返し数で除して求め、応力拡大係数範囲 (ΔK_I) との関係で整理した。さらに、疲労き裂から不安定破壊へ移行するときの ΔK_I より、応力比で換算して疲労破壊じん性

(K_{Ic}) を求めた。

き裂進展試験に先立ち、同様の試験片並びに試験機を用いて静荷重を負荷し、破壊じん性値を求めた。また、参考のため最も代表的な機械的性質である引張強さは JIS4 号試験片を用いて万能試験機により求めた。

3. 実験結果及び考察

3.1 金属組織及び機械的性質

Fig.2 に各材料の光学顕微鏡による金属組織写真を示す。Table 2 に金属組織の詳細及び硬さ、さらに代表的な機械的性質として引張強さを示した。

CS は遊離した晶出炭化物は認められず、パーライトと一部フェライトによる均質なマイクロ組織を呈している。AD は 1% 程度の少量の遊離炭化物が晶出し、微細パーライト組織を呈している。HCR はクロムを主体とする共晶炭化物 (M_7C_3) が晶出し、基地は大部分焼戻しマルテンサイトである。IC は 2% 程度の遊離黒鉛とセメンタイトがレーデブライト共晶状に多量に晶出し、基地はベイナイトもしくはマルテンサイトを呈する。HSS は粒状の MC、棒状の M_2C 炭化物が共晶として晶出し、基地は焼戻しマルテンサイトである。なお、試料の C 及び合金量によっては M_7C_3 炭化物が晶出することがある⁵⁾。

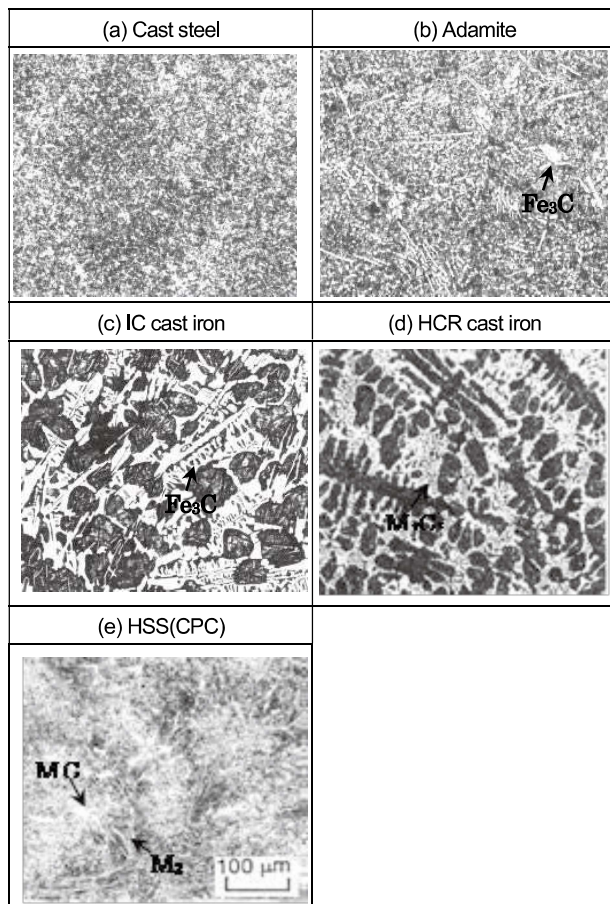


Fig.2 Microstructures of schematic materials for hot rolling mill roll.

Table 2 Metallurgical and mechanical properties of test specimens.

Mat.erial	Microstructure			Mechanical property			
	Car·bide (area%)	Gra·phite (area%)	Car·bide (area%)	Hardness		T/S (MPa)	El. (%)
				HV(HB)	HS		
CS	none	none	Fine pearlite	HB260	HS36	804	0.5
AD	0.8	none	Fine pearlite	HV380	HS50	698	0.5
IC	30	2	Bainite	HV680	HS80	353	≤0.1
HCR	25	none	Marten.	HV620	HS75	854	≤0.1
HSS	15	none	Marten.	HV750	HS85	912	≤0.1

Note 1) Material; CS: Cast steel, AD: Adamite, IC: Indefinite chilled cast iron, HCR: High-chromium cast iron, HSS: High speed steel type cast iron (Multi-component white cast iron).

Note 2) Equivalent Vickers hardness of HB260 is HV274.

Table 3 Mechanical fracture properties of test specimens.

Material	Fracture toughness K_{Ic} (MPa·m ^{0.5})	Crack propagation property (m and logC are in Paris-Erdogan's equation)		
		logC	m	K_{Ic} (MPa·m ^{0.5})
CS	n.a.(79<)	-7.6	2.64	73 ≤
AD	59.2	-8.8	4.0	53
IC	22.6	-12.6	8.0	19
HCR	24.5	-13.7	8.7	21
HSS	25.9	-19.4	14.2	19

Note1) Material; CS: Cast steel, AD: Adamite, IC: Indefinite cast iron, HCR: High-chromium cast iron, HSS: High speed steel type cast iron.

各材料の代表的な硬さを実機ロールの品質管理で最も一般的に使用されているショア硬度 (HS) でみると、CS は HS36、AD は HS50、IC は HS80、HCR は HS75、HSS は HS85 である。試料の硬さは C 含有量が高くなり硬い炭化物の晶出量が増加するにつれて高くなり、加えて合金元素を多量、多種類含有した HCR 及び HSS は基地が硬質のマルテンサイト及び高硬度の特殊炭化物の二次析出によりさらに硬化し、それに伴ってマクロ硬さも高くなる。なお、表中には材料研究で使用される押し込み型のビッカース硬さ (HV)、軟らかい CS はブリネル硬さ (HB) を併示している。引張強さについては C 含有量が約 1% を超えると、脆い炭化物の晶出量が増加するので漸次低下するが、HCR 及び HSS はマルテンサイト基地が得られるので、硬さとともに強度も上昇し、高い引張強さを示す。

3.2 破壊じん性値

各ロール材の破壊じん性値を Table 3 に示す。 K_{Ic} 値は延性を有する CS は本試験では数値を特定できなかったが (79MPa·m^{0.5} 以上)、C 含有量を増加させた AD (炭化物量 0.8%) では 59.2 MPa·m^{0.5} であった。

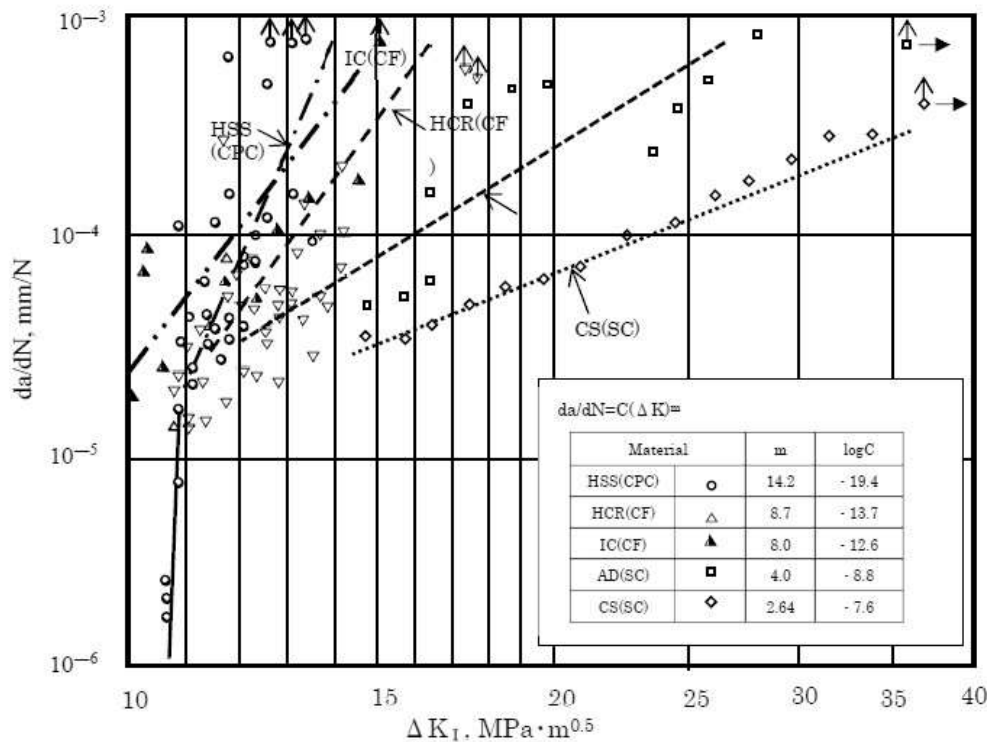


Fig.3 Relationship between fatigue crack propagation rate and stress intensity factor range.

さらに、C含有量を高くして晶出炭化物量が増加すると、 K_{IC} 値は $25\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 程度以下に著しく低下するが、HSS（炭化物量15%）では $25.9\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 、HCR（同25%）では $24.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 、IC（同30%）では $22.8\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ と減少し、破壊じん性値は炭化物量と関係が強い。

圧延ロールではせん断場（モードII）での破壊も問題となるが、HSS材での著者の試験では $(K_{IIc}/K_{IC})=1.19$ とせん断場の破壊じん性値が大きかった⁶⁾。

3.3 き裂進展特性

各ロール材の ΔK_I に対するき裂進展速度をFig.3に示し、Table3にはき裂進展の特性値を併示する。三点曲げ試験片側壁に添付したクラックゲージの各グリッドあたりの進展速度を図中にプロットし、近似線で示した。進展速度にばらつきがあるが、各ロール材に晶出する炭化物は基地組織と著しい物性差があるため、それらの種類と量で材料のマクロ及びミクロ組織が異なり、それに伴ってき裂進展の形態、ひいては進展速度に差がでると考えられる。例えば低合金鋳鉄で一般的に晶出するセメンタイト（ Fe_3C ）の破断強度は 30MPa 程度以下⁷⁾と、材料全体の強度（ $600\sim 900\text{MPa}$ ）及び基地の強度に比べて著しく低い。したがって、基地組織を進んでいるき裂が炭化物に遭遇した場合、分岐もしくは進展方向の変化により減速され、あるいは脆い炭化物中でき裂が加速されることも容易に想像できる。なお、黒鉛は本実験ではニハード鋳鉄のみに少量晶出しているが、黒鉛の破断強度も 20MPa 程度と著しく低く⁸⁾、炭化物と同様にき裂の停止、方向転換を伴って進展の減速、あるいは逆に加速も考えられる。

炭化物及び黒鉛の影響については、黒鉛を有する高クロム鋳鉄材についての著者らによる同様の報告がある⁹⁾。

さて、図中の進展速度、すなわち回帰線の傾き角度はCS、AD、HCR、IC及びHSSの順に急になり、概して進展速度は大きくなる。なお、ICのき裂の進展は、 ΔK_I が小さい領域では比較的早く、例えばHCRに比べて進展速度が大きく、 ΔK_I が大きい領域では若干小さくなる傾向にある。

き裂が進展を始める下限界応力拡大係数範囲（ ΔK_{Ith} ）は本実験では厳格に測定することができなかった。これは、前述のとおり強度の極めて低い脆弱な共晶炭化物が存在し、き裂の進展にばらつきがあることによる。加えて使用した試験片では厳密なき裂先端からの進展ではなく、ワイヤーカットによる人工切欠きからであるため、ある程度荷重が大きくなって初めてき裂が進展し始めるからと推定できる。実験結果からは、いずれの試験片も ΔK_I が $10\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 以上でき裂の進展が確認されており、このことより ΔK_{Ith} は $10\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 程度以下の値と考えられる。なお、CT試験片を用いたニハード鋳鉄の試験では、 $5\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 程度という低い値でき裂が進展し始めることが確かめられている。

両対数軸で表される da/dN と ΔK_I は ΔK_{Ith} より大きなかなり広い範囲にわたって直線関係にあることが多く、その場合Paris-Erdoganの関係式(1)が成り立つ¹⁰⁾ことが知られており、本実験においても各試験片でその関係式が成り立つと考えられる。

$$da/dN=C(\Delta K_I)^m \quad \dots (1)$$

Paris-Erdoganの式における定数Cとmとの間には $C=A/B^m$ の関係が成立することもよく知られており、

越賀らは構造用鋼について $A=5 \times 10^{-5}$, $B=55$ (工学単位表示) となることを報告している¹¹⁾。そこで、本実験結果から(1)式を求め、定数 $\text{Log}C$ と m の関係を Fig.4 に示す。図から分るように本実験においても前記関係式を満足し、 C と m の関係は次式(2)で表された。

$$C=1.88 \times 10^{-5} / 10.6^m \quad \dots (2)$$

そこで、き裂進展速度と組織並びに機械的性質との関係を考察する。先ず、鉄鋼材料で最も重要な合金元素である C 含有量並びに炭化物量と定数 m の関係を Fig.5 及び Fig.6 に示す。 C は本実験材料中の IC では一部黒鉛の形態をとり少量(2 面積%程度)晶出するが、基本的には炭化物を形成し、 C 含有量が増すほど晶出量は増大する。炭化物の量は炭化物の形態により多少影響されるが、 MC 及び M_2C 炭化物が形成された HSS では炭化物は相対的に少なく、 M_7C_3 炭化物を形成する HCR では増加し、 Fe_3C 炭化物が形成される IC では形成される炭化物量が最も多い。極めて少量の 0.9% の炭化物が晶出した AD は一般の構造用鋼と同様に $m=4$ であった。 C 含有量及び炭化物量の増加と共に HSS ではき裂進展速度が速くなり、 m 値が 14.2 になる。続いて C 含有量が 2.75% に増加し M_7C_3 炭化物が多量に晶出した HCR ではき裂進展速度が遅くなるため、 $m=8.7$ に低下する。さらに、高 C の IC ではこの傾向が強まり、炭化物は 32.6%、黒鉛は 2% 晶出しており、き裂の進展はさらに遅くなった。この結果は、炭化物の増加がき裂の進展を抑制する方向を示す。このことは、前述した著者らの黒鉛を有する高クロム (7%Cr) 鋳鉄での研究において、き裂は炭化物との衝突による境界での停留及び方向転換により、また少量の黒鉛ではストップホールの作用によりき裂進展を抑制するとして報告⁹⁾と対応する。本実験材料の範囲においては、炭化物及び黒鉛はき裂の進展を抑制する作用を有するといえる。

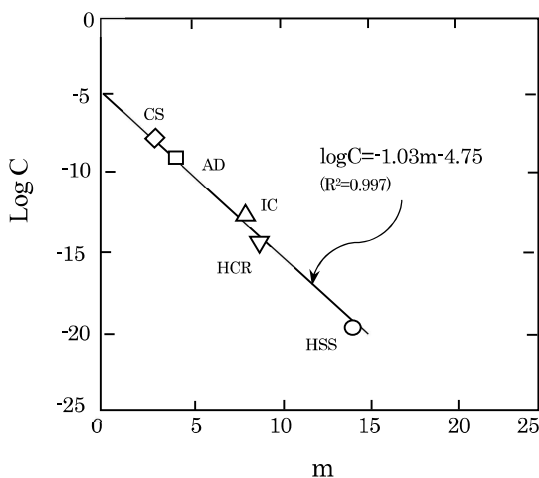


Fig.4 Relationship between constant m and $\text{log}C$ in Paris-Erdogan equation of schematic hot rolling mill roll materials.

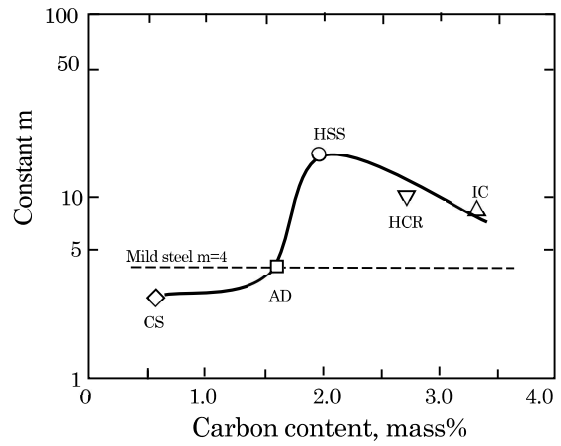


Fig.5 Relationship between constant m in Paris-Erdogan equation and carbon content of schematic hot rolling mill roll materials.

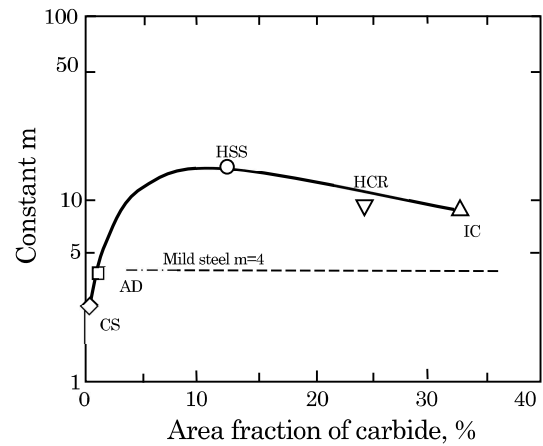


Fig.6 Relationship between constant m in Paris-Erdogan equation and carbide amount of schematic hot rolling mill roll materials.

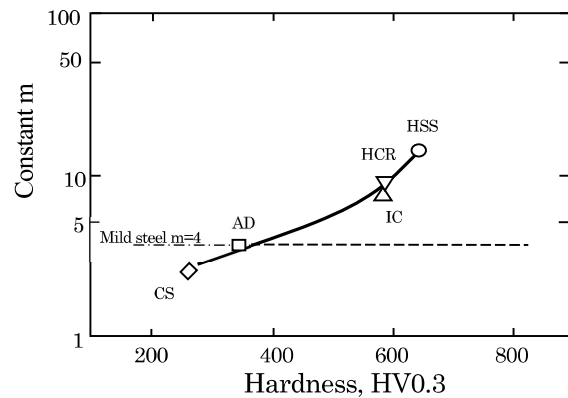


Fig.7 Relationship between constant m in Paris-Erdogan equation and micro-hardness of schematic hot rolling roll materials.

次に硬さとの関係を考察する。Fig.7 に定数 m とビッカース硬さとの関係を示す。基地硬さ(HV0.3)が高くなるにつれて定数 m は大きくなり、き裂の進展は速くなる。組織的には、基地が軟らかいパーライトから硬質のベイナイト、さらに硬いマルテンサイトに移行するにつれて速くなる。これは、パーライト中の延性を有するフェライトが塑性変形することにより、き裂の進展エネルギーが吸収、緩和されるものと推定される。

一方、塑性変形能が小さいベイナイト及びマルテンサイトを有する基地組織でもこの緩和作用はあるもののその効果は低下するものと考えられる。全体硬さ (HV30) との関係でも、硬さが高くなるにつれて m は大きくなりき裂の進展が速まる。

ここで、他の代表的な機械的性質との関係を考える。最も代表的な引張強さとの関係を Fig.8、 K_{IC} 値との関係を Fig.9 に示す。炭化物を有し高硬度の材料と、炭化物が極めて少量かそれを有さず比較的低硬度の材料では著しく傾向が異なる。前者のき裂進展は後者のそれより早く、定数 m は大きな値を示す。これは基地硬さが上昇するほど延性が減少し、引張強さが増すことによるものと考えられる。一方、炭化物を有さず引張強さが高い CS が小さな m 値を示したが、これは延性が高いフェライトの影響と考えればよい。

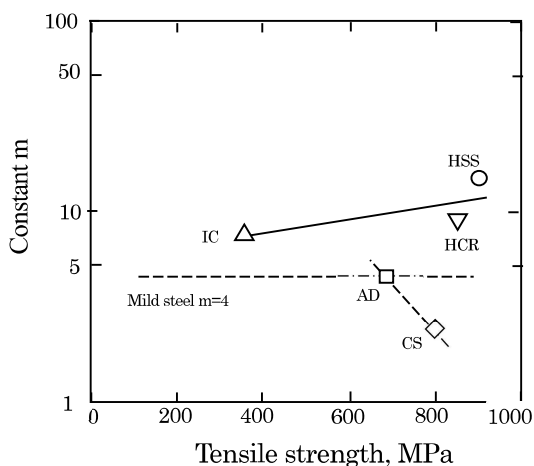


Fig.8 Relationship between constant m in Paris-Erdogan equation and tensile strength of schematic hot rolling mill roll materials.

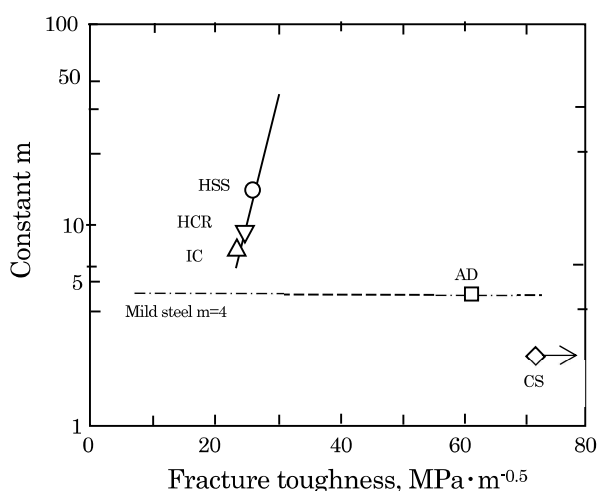


Fig.9 Relationship between constant m in Paris-Erdogan equation and fracture toughness of schematic hot rolling mill roll materials.

次に、 K_{IC} 値との関係は、引張強さと同様に炭化物の有無で異なる。炭化物の多い材料 (IC, HCR, HSS)

では K_{IC} 値が高くなると急激に定数 m は大きくなるが、炭化物を有しない材料では K_{IC} 値が著しく大きい AD、もしくは延性が大きい CS では小さな値を示し、き裂の進展は遅い。Table 3 に示したとおり、いずれの材料も疲労き裂じん性 (K_{Icf}) は破壊じん性値 (K_{IC}) より小さい値を示し、HSS 材の低下率が最も大きかった。なお、粉末冶金の HIP 製 HSS²⁾ の m は 148 と著しく大きく、き裂の進展は極めて早い。これは極めて微細な組織が影響していると推定される。

4. 結論

代表的な熱間圧延用ロール材について破壊じん性値及びき裂進展速度を調査し、次の結果を得た。

- 1) 破壊じん性値 ΔK_{IC} は遊離炭化物が晶出すると著しく低下する。
- 2) き裂の進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK_I の間には、広い範囲で Paris-Erdogan の関係式 $da/dN=C(\Delta K_I)^m$ が成り立ち、定数 C と m の間に $C=1.88 \times 10^{-5}/10.6m$ の関係がある。
- 3) Paris-Erdogan の関係式中の定数 m は $2mass\%C$ 以上の炭化物の晶出する範囲では大きな値となるが、その値は炭化物の量と形態の影響を受ける。また、同範囲では硬さが高いほど大きな値を示す。
- 4) 定数 m は炭化物の有無で傾向が異なり、炭化物の多い材料は大きな値を示す。
- 5) き裂進展は合金鋳鋼 (CS)、アダマイト (AD)、高クロム鋳鉄 (HCR)、ニハード鋳鉄 (IC) 及び多合金白鋳鉄 (HSS) の順で速くなる。

本報は鋳造工学誌第 63 巻(2020)に掲載された内容に一部加筆した。

参考文献

- 1) 宮下格之助：鉄と鋼，57(1971) 696
- 2) 橋本ほか：新日鉄技報，345(1992) 59
- 3) 佐野義一：148,149 西山記念技術講座(日本鉄鋼協会)，(1993) 193
- 4) Rolls for the metalwork. industry., I&SS (2002) 181
- 5) 大城，小野，周，宮原：鉄と鋼，81(1995) 912
- 6) 内野，小田，鈴木，橋本：機論 A70-694(2004) 858
- 7) 岡本：鉄鋼材料，コロナ(1960) 36
- 8) 鋳造工学便覧，丸善(2002) 230
- 9) 久保ほか：機論，67-660，A(2001) 1350
- 10) P.C.Paris, et.al. : Trans.ASME, Ser.D, 85-4(1963) 528
- 11) 越賀，川原：日本造船学会論文集，133(1973) 249