SCM440 および S45C の破壊じん性に及ぼす オーステナイト化温度の影響†

石 原 守* 木 村 定 彦**

Effect of Austenitizing Temperature on the Fracture Toughness of SCM440 and S45C Steels

by

Mamoru ISHIHARA* and Sadahiko KIMURA**

The effect of austenitizing temperature on the fracture toughness of machine structural steels, SCM440 and S45C was investigated. Steels were austenitized at 780°C or 760°C, 1050°C and 1200°C and then quenched and tempered. The elastic-plastic fracture toughness J_{Ic} tests by the stretched zone method were performed to obtain the fracture toughness. Also the cross section of the stretched zone was observed to evaluate the effect of the microstructure.

The results obtained are summarized as follows.

- (1) For SCM440 steel the fracture toughness decreased with increasing the austenitizing temperature, while it increased slightly for S45C steel.
 - (2) The decrease of the fracture toughness of SCM440 steel at high austenitizing temperature was caused by embrittlement of the grain-, martensite- and acicular ferrite-pearlite-boundaries.
 - (3) The critical stretched zone width, SZW_c of S45C steel hardly changed because the variation of the strength of pearlite grains was very small under the present heat treatment conditions.
- キー・ワード：オーステナイト化温度，破壊じん性値，ストレッチ・ゾーン，機械構造用鋼

1 緒 言

鋼材のじん性を改善する手段の一つとして，高温焼入れが採り上げられ，近年，多くの研究結果が報告されてきている。これらによると，オーステナイト化温度が上昇すると，結晶粒径が大きくなるにもかかわらず，破壊じん性値が向上するという結果が支配的となっているが，ほとんど向上しないという結果も無視できないようである。しかし，こうした報告のほとんどは焼入材もしくは低温焼もどし材といった高強度鋼に関するものであり，低・中強度の機械構造用鋼に関する報告は数少なく，オーステナイト化温度の影響も明確にされていない。これは，主として熱処理の質量効果により有効な破壊じん性値が得られないことに起因するものと考えられる。

一方，著者らは薄板で有効な破壊じん性値が得られる J_{Ic} 試験法を用いて，一般機械構造用鋼における焼入冷却速度および焼もどし温度とじん性の関係を求め，既に報告している⁵⁾。

そこで，本研究では，機械構造用鋼のオーステナイト化温度に着目し，ストレッチ・ゾーン法による J_{Ic} 試験を実施して，SCM 440 および S45C のじん性に

及ぼすオーステナイト化温度の影響について検討した。以下に結果を報告する。

2 実 験 方 法

供試素材は，SCM 440（機械構造用合金鋼）および S45C（機械構造用炭素鋼）の $\phi 230$ mm の鍛延丸棒である。Table I にその化学成分を示す。素材の 0.6 R 部（ただし，R は半径）より，板厚 20 mm，板幅

Table I. Chemical compositions (wt%).

Material	C	S	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SCM 440	0.40	0.27	0.78	0.012	0.009	0.03	1.13	0.15
S45C	0.48	0.24	0.73	0.024	0.018	0.01	0.14	—

85 mm，長さ 90 mm の板材を採取方位 L-R に切り出した後，オーステナイト化温度を変えた各種の熱処理を施した。Table II に熱処理条件および熱処理後の機械的性質を示す。なお，各オーステナイト化温度における保持時間はすべて 1 時間とし，焼もどし後の冷却は，SCM440 では水冷，S45C では空冷とした。

破壊じん性試験片は，JSME S 001 に準拠した，試験片厚さ 12.5 mm，試験片幅 50 mm のコンパク

† 原稿受理 昭和60年10月28日 Received Oct. 28, 1985

* 正 会 員 住友重機械工業(株)平塚研究所 平塚市夕陽ヶ丘, Sumitomo Heavy Industries, Ltd., Hiratsuka Research Laboratory, Yuhigaoka, Hiratsuka

** 住友重機械工業(株)新居浜研究所 新居浜市惣開町, Sumitomo Heavy Industries, Ltd., Niihama Research Laboratory, Sobiraki-cho, Niihama

Table II. Heat treatments and mechanical properties.

Material	Series No.	Austenitizing temperature °C	Cooling method	Tempering temperature °C	σ_Y kgf/mm ²	σ_B kgf/mm ²
SCM 440	OQ 1	780	Oil quench	600	88	103
	OQ 2	1050			94	106
	OQ 3	1200			99	110
	AC 1	780	Air cool	600	67	85
	AC 2	1050			65	84
	AC 3	1200			68	86
S45C	OQ 1	760	Oil quench	550	48	80
	OQ 2	1050			52	85
	OQ 3	1200			54	87
	AC 1	760	Air cool	550	31	66
	AC 2	1050			35	73
	AC 3	1200			38	75

ト試験片とし、熱処理後に加工して仕上げた。電気油圧式疲労試験機を用いて、 $K_{max} \leq 80 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で疲労予き裂を導入した後、 J_{Ic} 試験を実施した。試験時の荷重速度は 1 mm/min とし、荷重点変位は、機械加工により作製したナイフエッジにクリップゲージを取り付けて測定した。J 積分の算出には次式を用いた。

$$J = Af(a_0/W)/Bb_0 \quad (1)$$

$$f(a_0/W) = 2(1+\beta)/(1+\beta^2) \quad (2)$$

$$\beta = [(2a_0/b_0)^2 + 2(2a_0/b_0) + 2]^{1/2} - (2a_0/b_0 + 1) \quad (3)$$

ここで、A は荷重-荷重点変位曲線下の面積、B は試験片厚さ、 b_0 はリガメント幅、 a_0 は予き裂長さである。試験後、試験片を疲労破断させて破面を現出し、走査形電子顕微鏡を用いて、ストレッチ・ゾーン幅（以下 SZW と記す）を測定した。観察時の傾斜角は 45° とし、板厚中心部で測定した 6 点の平均値として、 SZW_{45° を決定した。

3 実験結果および考察

3.1 J_{Ic} の決定

SCM440 で求めた SZW_{45° と J の関係を Fig.1 に示す。図中のデータはいずれもストレッチ・ゾーン前縁にディンプル破壊が認められる限界ストレッチ・ゾ

Fig. 1. SZW_{45° versus J curves for SCM 440.

ーンであり、最大値はOQ1 であり、最小値はAC3 となっている。限界ストレッチ・ゾーン以下の実験も行っているが、数が少なく、完全な鈍化曲線は得られなかった。そこで、前報の SCM 440 に対する鈍化曲線より求めた次式を用いて、 J_{Ic} を計算した。

$$SZW_{45^\circ} = 74\sqrt{J/E} \quad (4)$$

ここで、E はヤング率である。なお、小林らがまとめた鈍化曲線は図中に示したごとく、 $SZW_{45^\circ} = 89\sqrt{J/E}$ となり、これで J_{Ic} を求めた場合、上式の場合に比してやや低目の値となる。S45C の SZW_{45° と J の関係は、前報と同様に、 SZW_{45° と J/σ_{fs} (ただし、 $\sigma_{fs} = (\sigma_Y + \sigma_B)/2$) の関係に整理して Fig.2 に示す。本図においても各データは限界ストレッチ・ゾーンであり、

Fig. 2. SZW_{45° versus J curves for S45C.

各シリーズごとのデータに少しばらつきが認められるが、全体としては、SCM 440 に比して S45C はやや低い SZW_{45° となっており、比較的狭い範囲内に収まっていた。 J_{Ic} の決定には、次式の鈍化曲線を用いた。

$$SZW_{45^\circ} = 0.27J/\sigma_{fs} \quad (5)$$

以上により求めた SCM440 および S45C の J_{Ic} を一括して Table III に示す。表中の J_{Ic} はいずれも次式の判定規準を満足しており、有効な J_{Ic} すなわち弾塑性破壊じん性 J_{Ic} となっている。

$$B, b_0 \geq 25J/\sigma_{fs} \quad (6)$$

Table III. J_{Ic} values.

Material	Series No.	J_{Ic} (kgf/mm)
SCM 440	OQ 1	3.7
	OQ 2	3.3
	OQ 3	2.9
	AC 1	3.2
	AC 2	2.9
	AC 3	2.5
S45C	OQ 1	3.2
	OQ 2	3.3
	OQ 3	3.5
	AC 1	2.2
	AC 2	2.6
	AC 3	2.6

Fig. 3. Stretched zone observed obliquely (S45C). Arrows show the crack growth direction.

SCM440 と S45C の間に J_{Ic} の大きな差は認められず、いずれも 2~4 kgf/mm の範囲に入る低い値となっている。しかし、両鋼種ともに OQ 材の方が AC 材よりも高い J_{Ic} となっており、特に S45C の場合にそれが顕著である。

なお、以上の SZW_{45° の測定に際しては、試験片破面のき裂伝ば方向と電子ビームの照射角度を種々に変化させて確認したわけであるが、さらに立体的にストレッチ・ゾーンを確認するために、き裂伝ば方向と直角方向からビームをあて、側面からのストレッチ・ゾーン観察を試みた。結果の一部を Fig. 3 に示す。いずれもき裂は左から右へと伝ばしており、左側が疲労破面、右側がディンプル破面であり、中央部がストレッチ・ゾーンとなっている。低倍率の Fig. 3 (a) ではストレッチ・ゾーンから延性破壊への移行状況が明瞭であり、Fig. 3 (b) および (c) ではストレッチ・ゾーン

の広がりや SZD に相当する高さの詳細な観察が可能となる。こうしたストレッチ・ゾーンの側面からの観察は、ステレオ観察、マッチング写真、破面と平行方向からの Stretched Zone Depth の測定といった SZW の精密な測定技術の一つに挙げられ、特に SZW の小さいものの精度向上に役立つと考えられる。

3・2 オーステナイト化温度の影響

オーステナイト化温度が機械的性質に及ぼす影響を Fig. 4 および 5 に示す。図中の平面ひずみ破壊じん性 K_{Ic} は求めた J_{Ic} を次式で換算したものである。

$$K_{Ic} = [EJ_{Ic}/(1-\nu^2)]^{1/2} \quad (7)$$

ここで ν はポアソン比である。SCM440 (Fig. 4) では、オーステナイト化温度の上昇に伴い、2 mm U ノッチシャルビー衝撃値、 ρ_{2U} および K_{Ic} が減少するが、 σ_B はわずかに増加する傾向が認められる。この傾向は OQ 材、AC 材ともに同様であるが、絶対値はいずれ

Fig. 4. Effect of austenizing temperature on mechanical properties of SCM440.

Fig. 5. Effect of austenizing temperature on mechanical properties of S45C.

も AC 材の方が低く、 K_{Ic} における両者の差は得られたオーステナイト化温度領域でほぼ一定となる。S45C (Fig. 5) では、オーステナイト化温度の上昇に伴い、 σ_B が増加し、 ρ_{2V} が減少するという結果は SCM440 と同様であるが、 K_{Ic} は逆にやや増加する傾向を示す。OQ 材と AC 材の差は σ_B および K_{Ic} では明りょうであるが、 ρ_{2V} ではほとんど変わらない値となる。

鋼を高温でオーステナイト化した後に焼入れすると、破壊じん性値が向上するという報告では、高温焼入れにより残留オーステナイトが残り、強度の低下なしにじん性が增大するという考え方と、高温で有害な析出物が溶解してしまうことを主因とする考え方がある。一方、破壊じん性値は向上しないという報告では、結晶粒界のぜい化やマルテンサイトパケットのぜい化をその原因として挙げている。⁴⁾ Fig. 4 および 5 では、破壊じん性値の向上は大きく期待できないという結果となっており、特に SCM440 ではぜい化の検討が必要になる。そこで、限界ストレッチ・ゾーン近傍の変形状態を断面ミクロ組織で観察することとし、試験片を板厚中心部で切断・研磨することにより、ストレッチ・ゾーンの断面形状を確認した後、断面をエッチングしてミクロ組織を観察した。Fig. 6 および 7 に SCM440、S45C それぞれの観察例を示す。なお、き裂はいずれも左から右方向へ進んでいる。Fig. 6 (a) は SCM440 の中で最も K_{Ic} の大きい OQ1 の断面であり、スレ

Fig. 6. Microstructure just under stretched zone (SCM440). Arrows show the crack growth direction.

Fig. 7. Microstructure just under stretched zone (S45C). Arrows show the crack growth direction.

ッチ・ゾーンは焼もどしマルテンサイト組織内で正常に引き伸ばされている。しかし、最も K_{Ic} の小さいオーステナイト化温度 1200℃の AC3 においては、Fig. 6 (b)のごとく、ストレッチ・ゾーン直下の結晶粒界で割れが発生しており、針状フェライトとパーライトの間の割れへと進んでいる。また、SCM440 の場合、オーステナイト化温度 1200℃の OQ3 では、ストレッチ・ゾーンに粒界破面が現出しており、さらに、マルテンサイトパケットでの割れも認められている。したがって、SCM440 の OQ 材および AC 材の場合に、高温でのオーステナイト化により K_{Ic} が低下していくのは、斎藤らの報告と同様に、粒界またはミクロ組織的な境界部のぜい化によるものと考えられる。Fig. 7 (a)および(b)はいずれも S45C のパーライト組織内でストレッチ・ゾーンが形成されているオーステナイト化温度 1200℃の S45C の OQ3 および AC3 の断面である。Fig. 7 (a)では明りょうなストレッチ・ゾーンが形成されており、Fig. 7 (b)では疲労破面とストレッチ・ゾーンの境界に割れが認められる。しかし、OQ3 と AC3 の SZW 自体にはほとんど差が無い。また、Fig. 6 (b)の割れと異なり、Fig. 7 (b)の割れは大きく開口しており、近傍断面もかなり変形している。したがって、SCM440 で認められたぜい化は、S45C のオーステナイト化温度 1200℃の材料では認められないようであり、 K_{Ic} が 1200℃でむしろ増加している結果に対応していると思われる。

Fig. 7 (b)のストレッチ・ゾーンおよび割れの形状に関しては、武藤らの断面観察の報告におけるストレッチ・ゾーンの割れと類似している。しかし、本実験の範囲内では、このように開口量の比較的大きい割れはいずれも疲労破面とストレッチ・ゾーンの境界部で観察されており、ストレッチ・ゾーン内部での開口した割れとは基本的に異なるようである。

3・3 限界ストレッチ・ゾーン幅の検討

オーステナイト化温度の上昇に伴い、旧オーステナイト粒径は大きくなる。そこで、Fig. 8 に旧オーステナイト粒径が限界ストレッチ・ゾーン幅、 $SZW_{e,45^\circ}$ に及ぼす影響を示す。SCM440 では、OQ 材、AC 材ともに、粒径の増大に伴い $SZW_{e,45^\circ}$ が低下している。

Fig. 8. Relation between critical stretched zone width, $SZW_{e,45^\circ}$ and austenite grain size.

これは、前述のごとく、オーステナイト化温度の上昇すなわち粒径の増大により、粒界またはミクロ組織的な境界がぜい化するためであると推察される。一方、S45C では、粒径が増大しても $SZW_{e,45^\circ}$ はほとんど変化せず、OQ 材と AC 材の差も小さい。この原因を考察するために、Fig. 9 に AC 材のストレッチ・ゾーン部断面の観察例を示す。なお、図中において、き裂はいずれも左から右へと進んでいる。Fig. 9 (a)は旧オーステナイト粒径が約 $22\mu\text{m}$ 、フェライト面積率が約35%のものであり、ストレッチ・ゾーン上にフェライトの一部も現れているが、このフェライトとパーライトの境界では割れが発生しており、内部まで広がっている。Fig. 9 (b)は旧オーステナイト粒径が約 $180\mu\text{m}$ で、粒界にフェライトが認められるもの（フェライト面積率約6%）であり、ストレッチ・ゾーン上のフェライトとパーライトの境界で割れが発生しており、内部に広がっている。なお、破面上のパーライトはエッチングにより現出したものであるが、ストレッチングされて広がっている様子が断面のパーライト層との比較で明らかとなる。Fig. 9 は代表例にすぎないが、

*1 これは、粒径増大による粒界面積減少のため、粒界での不純物濃度が増大し、ぜい化することに起因したものと考えられる。

Fig. 9. Ferrite and pearlite structures just under stretched zone (S45C). Arrows show the crack growth direction.

延性の高いフェライトと強度の高いパーライトの境界部の割れは、ストレッチ・ゾーン部で発生している割れのほとんどのケースで認められる。したがって、こうしたフェライト・パーライト組織では、延性の低いパーライトの方が $SZW_{e,45^\circ}$ に対して支配的になっていると思われる。そこで、マイクロビッカース硬度計ですべての S45C 材のパーライトの硬度を測定した結果、顕著な差は無く、 H_V は260~280の間に入っていた。よって、 $SZW_{e,45^\circ}$ に支配的な役割をするパーライト強度の差が小さかったことにより、Fig. 8 の S45C 各材の $SZW_{e,45^\circ}$ に明白な差が認められなかったものと推察される。

Fig. 10 に $SZW_{e,45^\circ}$ と引張強さ、 σ_B の関係を示す。

Fig. 10. Relation between critical stretched zone width, $SZW_{e,45^\circ}$ and tensile strength, σ_B .

○は焼もどしマルテンサイト組織, ●は針状フェライト・パーライト組織, △および▲はフェライト・パーライト組織である. 焼もどしマルテンサイト組織では, 他の組織に比して高い σ_B で大きい $SZW_{c,45^\circ}$ が得られている. また, フェライト・パーライト組織における σ_B の差は, Fig.2 で示す鈍化曲線の傾きには影響するが, $SZW_{c,45^\circ}$ にはほとんど影響しないと考えられる.

4 結 言

SCM440 および S45C の熱処理時のオーステナイト化温度が破壊じん性に及ぼす影響を検討するため, ストレッチ・ゾーン法による J_{Ic} 試験およびストレッチ・ゾーンの断面観察を実施した結果, 以下の結論を得た.

(1) SCM440 の油焼入焼もどし材では, オーステナイト化温度の上昇に伴い破壊じん性値は低減するが, S45C の油焼入焼もどし材では, わずかに増加する.

(2) オーステナイト化後に空冷して焼もどした材料についても, SCM 440, S45C 各々に上記(1)と全く同様の傾向を示す. しかし, 破壊じん性値は油焼入焼もどし材に比して明らかに低い値となる.

(3) SCM440 の高温オーステナイト化による破壊じん性値の低減は, 結晶粒界, マルテンサイトパケット境界, 針状フェライトとパーライトの境界のぜい化に

起因する.

(4) S45C の SZW_c が得られた条件下でほとんど変化しないのは, ミクロ組織中のパーライト強度の差が小さいことによる.

参 考 文 献

- 1) G.Y. Lai, W.E. Wood, R.A. Clark, V. F. Zackay and E.R. Parker, Metallurgical Trans., **5**, 1663(1974).
- 2) R.O. Ritchie and R.M. Horn, Metallurgical Trans., **9A**, 331 (1978).
- 3) 武井英雄, 中佐啓治郎, 日本金属学会誌, **35**, 1067 (1971).
- 4) 斎藤鉄哉, 内山 郁, 鉄と鋼, **61**, 2038 (1975).
- 5) 石原 守, 篠原卓二, 石田茂樹, 杉本威生, 材料, **32**, 366 (1983).
- 6) H. Kobayashi, K. Hirano, H. Nakamura and H. Nakazawa, Proc. 4th Int. Conf. on Fracture, **3**, 583 (1977).
- 7) JSME S001, 日本機械学会基準 (1981).
- 8) H. Kobayashi, H. Nakamura and H. Nakazawa, Proc. 3rd Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials, **3**, 529 (1979).
- 9) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 笠井 登, 日本造船学会論文集, **139**, 265 (1976).
- 10) 武藤隆治, 坂本 勲, 関根 守, 材料, **33**, 1160(1984).