

高周波焼入れシャフト材の捩り強度に及ぼすC, Si, Moの影響

越智 達朗*・蟹澤 秀雄*・佐藤 洋*・渡邊 忠雄*²

Effects of Carbon, Silicon and Molybdenum on Torsional Strength of Induction Hardened Steel for Automotive Shafts

Tatsuro OCHI, Hideo KANISAWA, Hiroshi SATO and Tadao WATANABE

Synopsis : An increase in the torsional strength of automotive shafts has been a subject of particular interest. Induction hardening can afford a medium-carbon steel shaft desirable torsional strength. When case hardness exceeded a certain level, the fracture mode of some test-pieces changed from mode III to mode I with intergranular fracture. The purpose of this study is to establish a method of increasing strength of shaft steels to mode I fracture. The effects of carbon, silicon and molybdenum on torsional strength in mode I fracture were investigated.

The strength in mode I fracture of induction hardened steel decreased with increasing carbon content. The precipitation of fine cementite in the prior austenite grain boundary was recognized. The amount of cementite in the grain boundary was increased by increasing carbon content. The reduction of the strength with increasing carbon content was due to two causes: large amount of grain boundary cementite and high hardness. The magnitude of effect of grain boundary cementite on strength was almost the same as the effect of hardness.

The strength in mode I fracture was increased by increasing silicon or molybdenum contents. This was because the size of grain boundary cementite was refined by the addition of silicon or molybdenum.

Key words : medium-carbon shaft steel; induction hardening; torsional strength; grain boundary cementite; intergranular fracture; brittle fracture; carbon; silicon; molybdenum.

1. 緒言

近年、自動車の軽量化等を狙いとした自動車部品の高強度化が強く指向されている。自動車部品の一つであるシャフト部品の所要特性は捩り強度であり、その材質は一般に中炭素鋼を高周波焼入れすることにより付与されている。高周波焼入れ材の曲げ強度に関する研究¹⁾は多数報告されているものの、捩り強度に関する研究は少ない^{2,3)}。

これに対して、筆者らは既報⁴⁾において、高周波焼入れシャフト材の捩り強度を向上するためには、粒界強度の増加によるモード I 破壊強度の向上が必要であることを明らかにした。シャフト材は高周波焼入れ後、約440Kの温度で焼戻しされるが、このような低い温度で焼戻しされた鋼材の粒界強度に関しては報告例が少ない。一方、570~820Kの温度域で焼戻しされた鋼材の粒界強度に関しては、焼戻し脆性に関連して多数の研究がある⁵⁻⁹⁾。焼戻し脆化の原因は、炭化物の粒界析出とPの粒界偏析であると言われている⁶⁾。シャフト材は焼戻し脆化が問題となる鋼材と比較してC量が高いため、前者の要因である粒界炭化物が粒界強度に大きく影響すると考えられる。本研究では、粒界炭化物の量や大きさに影響を及ぼす元素としてC, Si, Moを取り上げ、

モード I 破壊強度に及ぼすこれらの元素の影響を検討した。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。Series AはCの影響を調べるために用いた材料であり、Series BはSi, Moの影響を調べるために用いた材料である。

供試鋼はいずれも150kgの高周波炉で真空溶解し、熱間鍛造により直径30mmの棒鋼に成形し、1123K×1時間の条件で焼準処理を行った。その後、平行部直径16mm、平行部長さ76mm、平行部の中央の上下に深さ2mm、先端曲率0.25mmRの切欠きを有している捩り試験片を作製した。

その後、Table 2に示した条件で高周波焼入れ焼戻し処理を行った。高周波焼入れは移動焼入れ法により行った¹⁰⁾。移動速度を変化させることにより、同一材料において硬化層深さを変化させた。なお、一部の試験片については、硬化層硬さを調整するために、焼戻し温度を最高623Kまで上げた。

また、別途マイクロオージェ試験片を作製し、周波数400kHz、最高加熱温度1273K、443K×1時間焼戻しの条件で高周波焼入れを行った。

平成9年4月21日受付 平成9年5月27日受理 (Received on Apr. 21, 1997; Accepted on May 27, 1997)

* 新日本製鐵(株)室蘭技術研究部 (Muroran R&D Lab., Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050)

* 2 東北大学大学院工学研究科 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

Table 1. Chemical composition of steels.

Series	Steel	mass %										
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ti	B	N
Series A	A 1	0.36	0.22	0.79	0.020	0.018	0.04	-	0.027	-	-	0.0045
	A 2	0.36	0.20	0.81	0.020	0.019	0.13	-	0.030	0.027	0.0031	0.0037
	A 3	0.41	0.27	0.75	0.016	0.018	1.09	-	0.035	-	-	0.0051
	A 4	0.43	0.26	0.81	0.020	0.016	1.11	-	0.035	0.030	0.0020	0.0043
	A 5	0.47	0.22	0.87	0.017	0.019	0.12	-	0.030	-	-	0.0048
	A 6	0.54	0.22	0.78	0.024	0.020	0.12	-	0.028	-	-	0.0053
	A 7	0.55	0.25	0.80	0.014	0.014	0.99	-	0.036	-	-	0.0123
	A 8	0.58	1.39	0.70	0.010	0.008	0.70	-	0.036	-	-	0.0055
	A 9	0.60	0.03	0.50	0.006	0.007	0.79	0.10	0.032	-	-	0.0115
	A10	0.65	0.25	0.81	0.014	0.014	1.00	-	0.037	-	-	0.0125
	A11	0.71	0.28	1.65	0.016	0.017	-	-	0.035	-	-	0.0108
	A12	0.79	0.26	0.74	0.020	0.014	0.99	-	0.030	-	-	0.0116
Series B	B 1	0.53	0.27	0.81	0.013	0.015	1.02	-	0.031	-	-	0.0049
	B 2	0.54	1.47	0.83	0.013	0.016	1.02	-	0.035	-	-	0.0040
	B 3	0.52	0.26	0.81	0.012	0.016	1.01	0.50	0.026	-	-	0.0051

Table 2. Conditions of surface induction hardening.

Frequency	30kHz
Diameter of coil	28mm
Maximum heating temperature	1273K
Feed speed	5~20mm/s
Tempering condition	443K for 1 hour

振り強度は森試験機製作所製振り試験機MKE-300(最大トルク2.94kN-m)を用いて評価を行った。本研究では平行部の中央に切欠きを有しているが、振り強度を計算する際には、切欠きの存在による断面積の減少を考慮しないで、平行部の半径を用いて振り強度を計算した。

粒界性状の解析は、日本電子製オージェ電子分光分析装置(AES)を用いた。また、粒界炭化物の直接観察は、日本電子製透過型電子顕微鏡JSM-200CXを用いて行った。

3. 実験結果

3.1 振り強度に及ぼすCの影響

Series Aの鋼材について高周波焼入れを行い、種々の硬さ分布を有する材料について振り試験を行った。Fig. 1は、振り強度を(1)式で求めた相当硬さ H_{eq} で整理したものである。

$$H_{eq} = \frac{3}{a^3} \int_0^a H(r) r^2 dr \dots\dots\dots (1)$$

$H(r)$: 硬さ, a : 半径, r : 中心からの距離

モードIII破壊強度は、相当硬さ H_{eq} で良く整理できるが、モードI破壊強度は H_{eq} とは相関がない。モードI破壊強度はむしろC量で層別され、C量の増加に伴って低下する。

次に、Fig. 2, Fig. 3にモードI破壊材の破面を示す。表

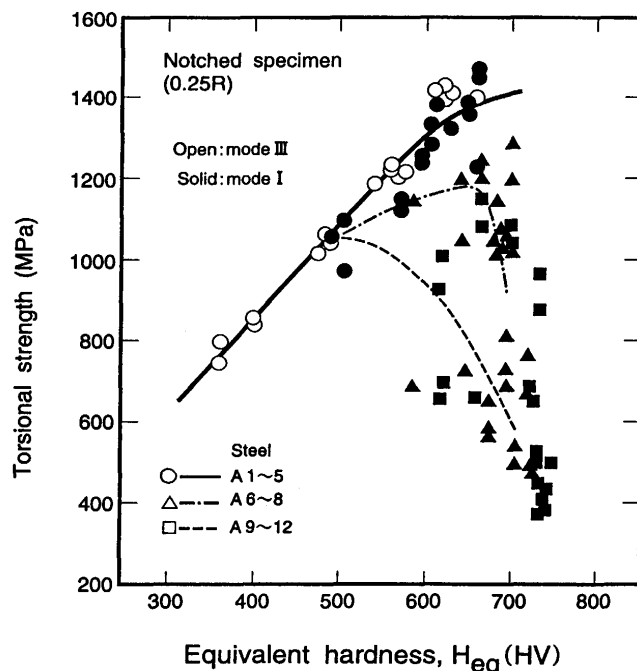


Fig. 1. Relationship between equivalent hardness and torsional strength.

面が起点であり、起点部では軸方向に対して45度の角度をなす面で、つまり主応力が最大の面で破壊している。SEM観察から明らかなように、起点部は粒界割れを呈している。これから、本研究においてもモードI破壊強度は粒界強度に相当すると言うことができる。したがって、今回の結果は、高C化により粒界強度が低下することを示している。一般的には、Cは粒界偏析を起こすことにより粒界を強化する元素として知られており、今回の結果は従来の知見と全く逆の結果である。

Fig. 4は、C量の異なる二つの材料について粒界性状を調査した結果である。Cの顕著な粒界偏析が認められ、高C鋼



Fig. 2. Macroscopic view of fractured specimen (steel A6).

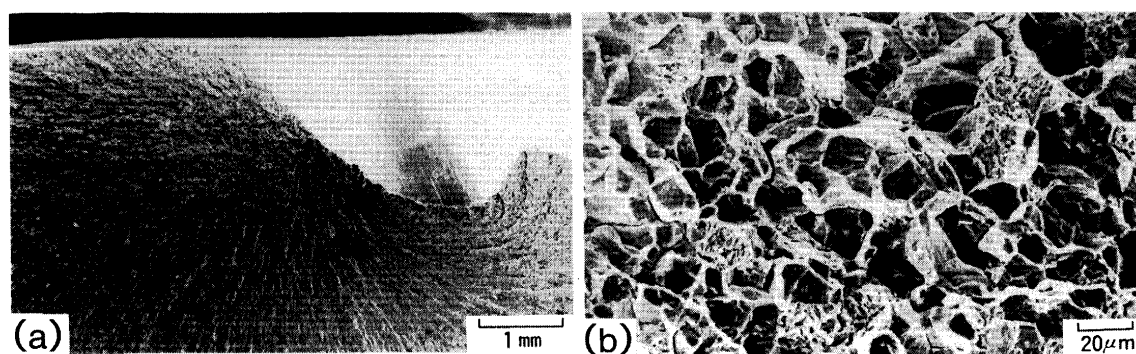


Fig. 3. SEM fractographs showing crack initiation site of fractured specimen (steel A6).

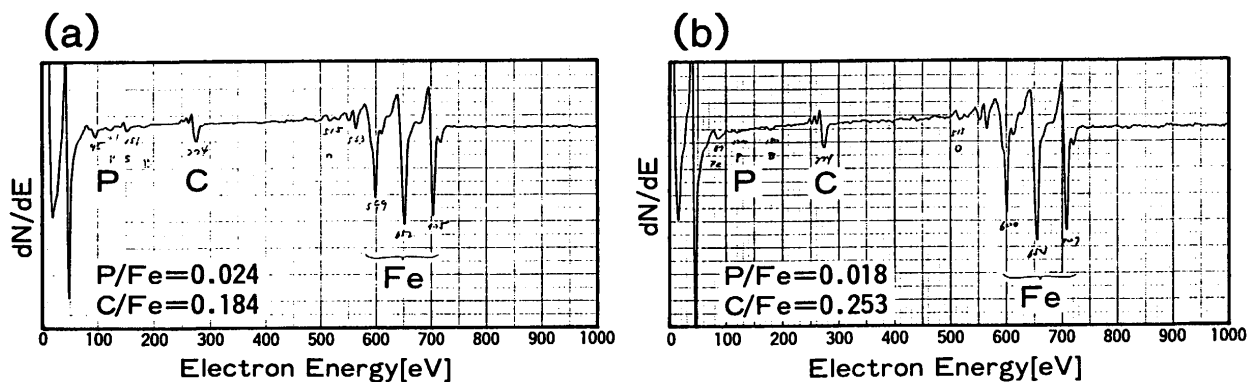


Fig. 4. Effect of carbon content on Auger electron spectra on intergranular fractured surface: (a) steel A9, (b) steel A11.

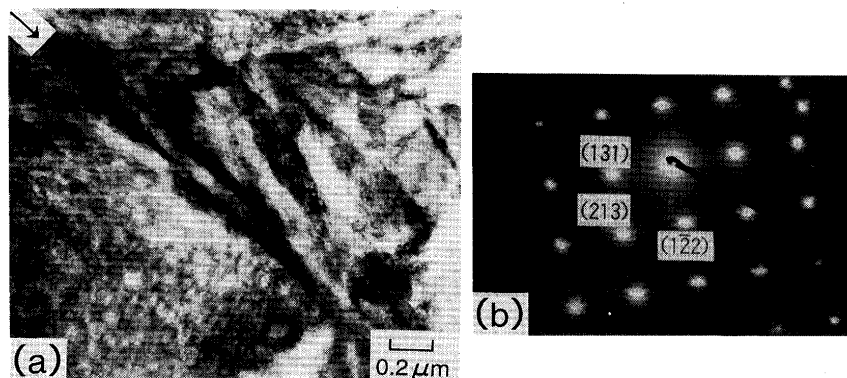


Fig. 5. TEM micrograph and electron diffraction pattern of the region of prior austenite grain boundary (steel A7): (a) TEM micrograph, (b) electron diffraction pattern. An arrow indicates prior austenite grain boundary.

ほどCのピークが大きくなっている。

Fig. 5は硬化層から薄膜試料を採取し、透過型電子顕微鏡で旧オーステナイト粒界を調査した結果である。旧オーステナイト粒界にそって幅約 $0.03\mu\text{m}$ の析出相が観察される。電子線回折の結果、これはセメンタイトである。したがって、上記のAESのCのピークはセメンタイトの粒界析出によるものである。以上から、高C化によるモードI破壊強度の低下はこのような粒界セメンタイト量の増加が原因の一つと考えられる。

3・2 振り強度に及ぼすSi, Moの影響

Series Bの鋼材を用い、移動速度 12.5mm/s の1水準の条件で高周波焼入れし、振り強度の評価を行った。Fig. 6は、

ベース鋼であるB1鋼に対するSi, Moそれぞれの元素の増量分と振り強度の関係を示したものである。振り強度は、0.5%Mo添加により約170MPa, 1.2%Siの増量により約200MPa増加する。

これらの材料はいずれもモードI破壊の破面を示し、すべてFig. 3と同様の表面起点の脆性破面であり、起点部では粒界割れを呈している。Fig. 7に各試験片の破面を示すが、破線で囲んだ領域が粒界割れ破面の領域である。粒界割れ破面の領域は、ベース鋼のB1鋼では起点から約2.0mmの範囲であるのに対して、B2鋼で約0.7mm, B3鋼で約1.0mmと粒界割れの領域が小さくなっており、Si増量, Mo添加により粒界割れが抑制されている。

Fig. 8にAESによって求めたCの偏析深さと、ベース鋼であるB1鋼に対するSi, Moそれぞれの元素の増量分の関係

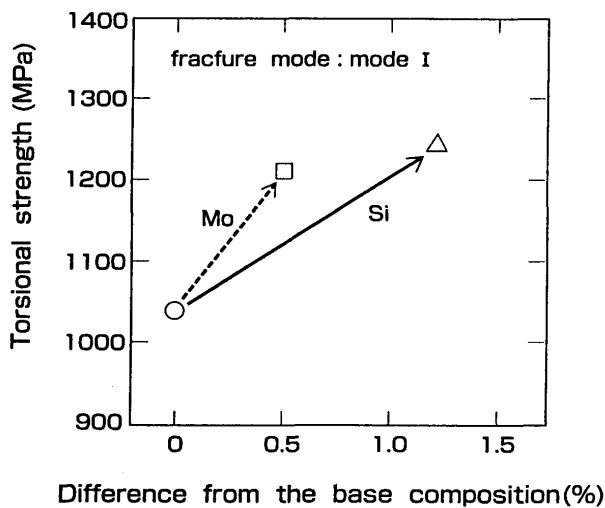


Fig. 6. Effect of silicon and molybdenum contents on torsional strength.

を示す。Arによるスパッタ速度はSiO₂を用いて測定した速度で0.22nm/sであり、鋼材がSiO₂と同じ速度でスパッタされると仮定してCの偏析深さを求めた。先に述べたようにCのピークは、TEM観察結果からセメントイトと考えられるため、Cの偏析深さはセメントイトの厚さに相当すると考えて良い。0.5%Mo添加, 1.2%Siの増量によりセメントイト厚さは半分以下に微細になっていることがわかる。

B1鋼とB2鋼の硬化層部から薄膜を採取し、透過型電子顕微鏡により旧オーステナイト粒界に析出しているセメントイトの直接観察を行った結果をFig. 9に示す。B1鋼では、旧オーステナイト粒界にそって厚さ約0.05μmの粒界セメン

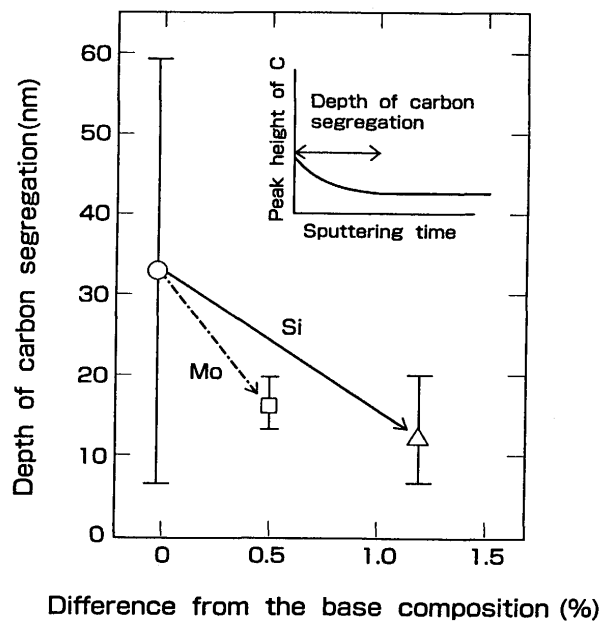


Fig. 8. Effect of silicon and molybdenum contents on the depth of carbon segregation.

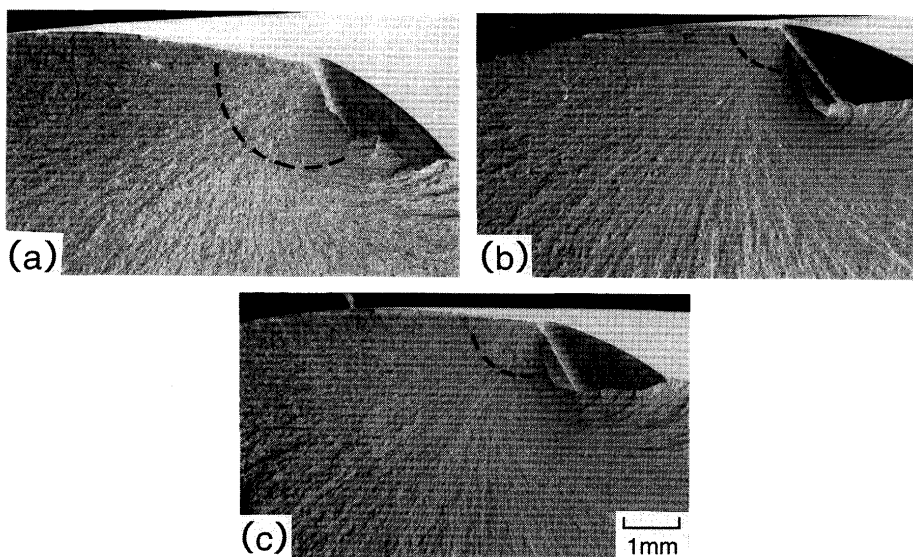


Fig. 7. SEM fractographs: (a) steel B1, (b) steel B2, (c) steel B3. The regions surrounded by broken line show the areas of intergranular fracture.

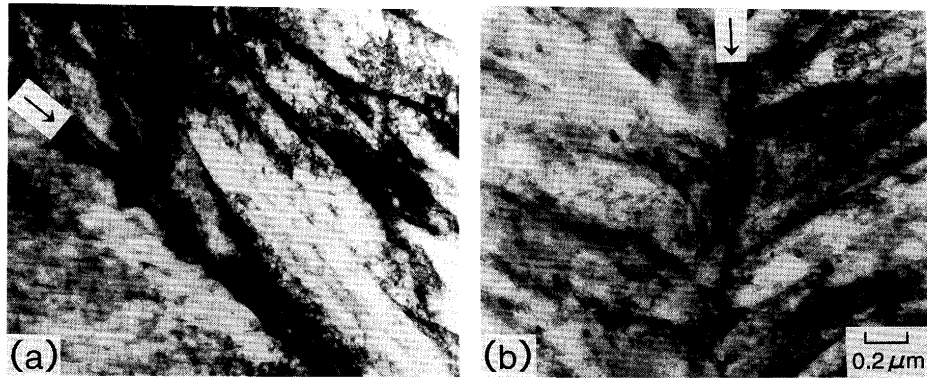


Fig. 9. Effect of silicon content on TEM micrographs of the region of prior austenite grain boundary : (a) steel B1, (b) steel B2. Arrows indicate prior austenite grain boundary.

タイトが観察されるが、これに対してB2鋼では粒界セメントタイトの厚さが薄い。以上の透過型電子顕微鏡による直接観察により、Siの増量によりセメントタイトの粒界析出が抑制されることが確認できた。

4. 考察

モード I 破壊強度は高C化によって低下する。先にも述べたようにCの粒界偏析は粒界を強化するとされており⁷⁾、今回の結果は従来知見と異なる。Cが粒界強度を低下する原因の一つとして、粒界セメントタイトの量が増大する影響が考えられる。

ここで、Fig.10に示すように粒界エネルギー γ_b の粒界が、 γ_p の塑性仕事をしながら粒界割れを起こし、表面エネルギー γ_s の破面を新たに生成する場合を考える。Griffith-Orowan-Irwinの破壊条件式から粒界破壊強度 $\sigma_{G.B.}$ は(2)式で表わされる¹¹⁾。エネルギー項 γ^* は(3)式で表わされる¹²⁾。

$$\sigma_{G.B.} = (E \cdot \gamma^* / \pi C)^{1/2} \dots \dots \dots (2)$$

$$\gamma^* = 2\gamma_s - \gamma_b + 2\gamma_p \dots \dots \dots (3)$$

E : ヤング率, 2C : 粒界割れ臨界き裂長さ

γ_s : 単位面積当たりの表面エネルギー

γ_b : 粒界エネルギー, γ_p : 塑性変形による仕事

粒界セメントタイトに発生したマイクロクラックがモード I 破壊の初期き裂になると考えられ、さらにマイクロクラックの大きさは粒界セメントタイトが厚くて長いほど大きくなると予想される。そのため、粒界セメントタイト量の増加によって粒界強度が低下する一つの原因は、(2)式で臨界き裂長さCが大きくなったためと考えられる。

一方、高C化により硬化層の硬さは増加する。硬さが硬くなると、粒界き裂先端での塑性変形が起こりにくくなり、(3)式における塑性変形による仕事 γ_p が小さくなる。つまり、高C化により γ_p が小さくなり、その結果として、 γ^* が低下してモード I 破壊強度が低下した可能性も考えられる。Fig. 1

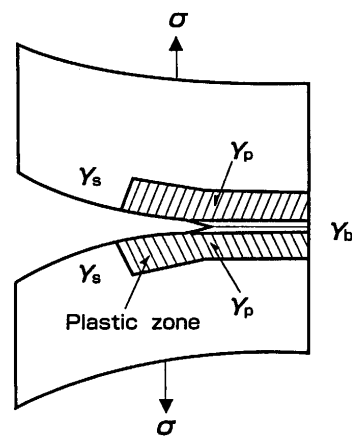


Fig. 10. Schematic illustration of intergranular fracture with plastic work.

において、モード I 破壊強度が高C化によって低下する原因は、粒界セメントタイト量の増加と硬さの増加の影響が重畳していると考えられる。

そこで、これらの二つの影響のどちらが支配的であるかについて考察した。C量の異なる2鋼種A6, A12を用いて、焼戻し温度を変えて硬化層硬さを変化させることにより、上記の二つの効果の分離を試みた。この2鋼種について、焼戻し温度を変えて硬化層硬さを変化させた材料の振り強度と硬化層硬さの関係を調べた。結果をFig.11に示す。これより、振り強度はC量によって層別され、同一硬化層硬さではC量が高いほどモード I 破壊強度が低下することがわかる。同一硬さでのC量の違いによる強度の差が、粒界セメントタイト量の影響と考えられる。0.54%から0.79%へのC量の増加による強度の低下量は約450MPaであり、C量増加分0.1%当たりの強度低下量に換算すると約180MPaである。これが、粒界セメントタイト量の増加による強度低下分である。一方、Fig.1から、C量0.1%の増加に伴う全体的な強度低下量は約450MPaである。したがって、高C化によるモード I 破壊強度の低下に対して、粒界セメントタイト量の増大の影響と硬さ増加の影響のそれぞれの寄与はほぼ同等である。

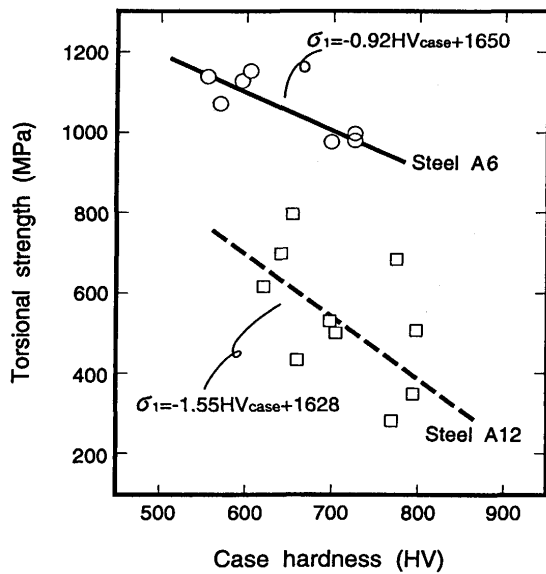


Fig. 11. Effects of carbon content and case hardness on torsional strength in mode I fracture. Case hardness is varied by the change of tempering temperature (443~623K).

5. 結論

高周波焼入れシャフト材の高強度化を狙いとして、モード I 破壊振り強度に及ぼす C, Si, Mo の影響について検討し、次の点を明らかにした。

(1) モード I 破壊強度は C 量の増加により低下する。また、

旧オーステナイト粒界には微細なセメンタイトが析出しており、セメンタイトの量は C 量の増加により多くなる。高 C 化によるモード I 破壊強度の低下は、①粒界セメンタイト量の増加により粒界強度が低下することと、②C 量の増加により硬化層硬さが増加するために、粒界脆性き裂が伝播し易くなった効果の両者が影響しており、両者の寄与はほぼ同等である。

(2) モード I 破壊強度は Si 添加, Mo 添加によって向上する。Si, Mo 添加の効果は、C の粒界偏析にともなって起こる粒界セメンタイトの析出が、Si, Mo 添加により抑制され、粒界セメンタイトが微細化するためである。

文 献

- 1) 例えば, 米谷 茂, 磯田繁雄: 鉄と鋼, **75** (1989), 1362.
- 2) 久松定典, 金沢 孝: いすゞ技報, **67** (1982), 9.
- 3) 内藤武志, 花井圭介, 植田秀夫, 菊池雅男: 材料, **32**(1983), 1132.
- 4) Tatsuro Ochi and Yoshiro Koyasu: SAE Tech. Pap. Ser., #940786 (1994).
- 5) 須藤 一, 吉田光彦: 粒界の偏析と鋼の諸性質, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1979), 53.
- 6) 南雲道彦, 井上 泰, 山本広一: 粒界の偏析と鋼の諸性質, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1979), 111.
- 7) H. Kimura: Trans. JIM, **29** (1988), 521.
- 8) M. Mackenbrock and H. J. Grabke: Mikrochim. Acta, **107** (1992), 245.
- 9) C.L. Briant and S.K. Banerji: Int. Met. Rev., **23** (1978), 164.
- 10) 第3版鉄鋼便覧VI: 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1982), 573.
- 11) 村上裕則, 大南正瑛: 破壊力学入門, オーム社, 東京, (1983), 92.
- 12) 渡邊忠雄: 材料強度の原子論, 木村宏編, 日本金属学会, 仙台, (1985), 227.