

冷間工具鋼の機械的性質に及ぼす炭化物サイズの影響

横井大円*1・辻井信博*2・磯本辰郎*2

Effect of carbide size on mechanical properties of cold work tool steels
Daïen Yokoi, Nobuhiro Tsujii and Tatsuro Isomoto

Synopsis: With recent increases of deformation stress of work material and with near-net or complex shaping of automobile parts, stress concentration sites are increasing in tools such as dies and punches used for the production of these parts. Since cracking and chipping occur earlier under these circumstances, lives of tools have been noticeably shortened. It has been found that carbides are the origin of fracture in the tools. In this work, we studied the effect of carbide size on mechanical properties of cold work tool steels with two different carbide sizes, conventional tool steel JIS-SKD11 and modified SKD11, that is, QCM8. It was found that the refinement and the homogeneous distribution of M_7C_3 carbide contributed to the superior fatigue strength, strength and toughness of QCM8. QCM8 has also better wear resistance than SKD11 at the same hardness level.

Key words: cold work tool steel; M_7C_3 carbide; carbide size; tensile strength; toughness; wear resistance; fatigue strength.

1. 緒言

冷間プレス型、鍛造型、打抜き型などの極めて過酷な環境下で使用される冷間金型の破壊または破損形態は極めて複雑であるが、型の廃却要因は、摩耗による損傷と、欠けおよび割れによる破損の二つに大別される¹⁾。近年、被加工材の変形応力の増加、工業製品の精密化、複雑形状化にともなう応力集中箇所の増加にともない、金型の欠けおよび割れが早期に発生し、型寿命の低下が問題となっている。著者らが、ある廃却型の破損原因を調査した結果、金型の破損は炭化物に起因していることが明らかとなった。Fig.1に廃却型の破壊起点近傍における断面SEM写真の一例を示す。写真に示すように、炭化物を起点としたき裂は、金型表面および内部に進展していることが分かる。このように、炭化物はき裂発生の起点となり、型寿命を低下させる要因となるが、一方で、耐摩耗性の向上には必須となっている。

従来、金型の材質選定は、耐割れ性、耐欠け性よりも耐摩耗性が重視されてきた。代表的な冷間工具鋼であるJIS-SKD11は、高C-高Cr化により硬質炭化物が多く分散しているため、耐摩耗性に優れており、広く使用されてきた。しかし、金型の使用環境が過酷になってきたため、耐割れ性、耐欠け性の点で不十分な場合が多くなっている。そのため、最近、耐割れ性および耐欠け性の向上を図った

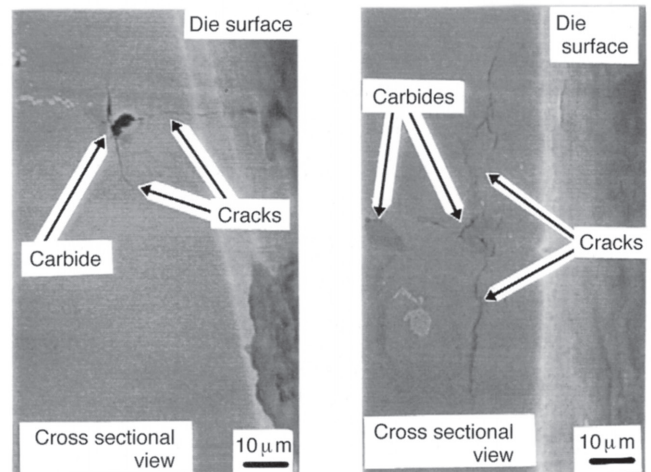


Fig.1. Examples of SEM photograph showing internal cracks initiated at carbides observed in the cold working die after 1×10^4 shots of pressing.

SKD11の改良鋼が種々開発されている²⁾。SKD11に対して低C低Cr化したSKD11の改良鋼であるQCM8は、既に幅広い用途において使用され、SKD11やハイスなどの従来鋼よりも優れた金型寿命が得られた事例が多く報告されている³⁾。Fig.2に各種冷間工具鋼の耐摩耗性と靱性の関係を示す。QCM8は、耐摩耗性と共に靱性をバランスさせた工具鋼であり、QCM8の優れた靱性は、微細化された炭化物に起因

*1 技術研究所 高合金鋼研究グループ

*2 技術研究所 高合金鋼研究グループ, 工博

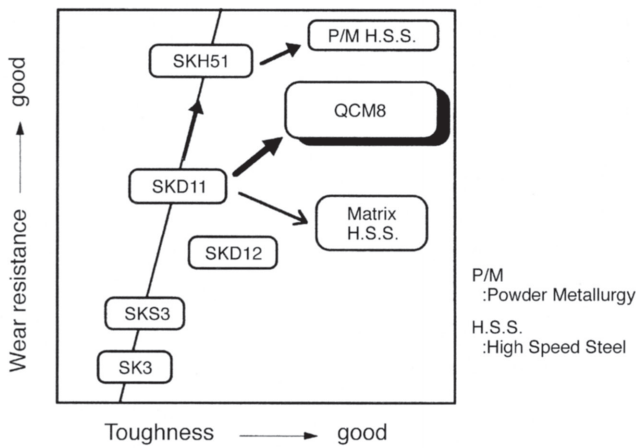


Fig.2. Relation between the wear resistance and the toughness of cold work tool steel.

していると考えられる²⁾。しかし、これまでに、SKD11クラスにおける炭化物と機械的性質の関係について、定量的な評価はほとんど行われていない。そこで、本報告では、汎用鋼SKD11およびSKD11の改良鋼であるQCM8の炭化物サイズが異なる2種の冷間工具鋼を用い、冷間工具鋼の機械的性質に及ぼす炭化物サイズの影響について検討を行った。

2. 実験方法

供試材はJIS-SKD11および開発鋼QCM8である。Table 1に化学成分を示す。また、Fig.3にFe-C-Cr系状態図の8%および12%Crの切断状態図⁴⁾を示す。図中の二点鎖線はSKD11およびQCM8のC量を示している。SKD11では、12%Crの切断状態図に示すように、 M_7C_3 共晶炭化物が液相

中から晶出する。そのため、 M_7C_3 共晶炭化物は偏析および粗大化する傾向が強い。一方、QCM8は、8%Crの切断状態図に示すように、共晶炭化物の析出が抑制される成分設定となっている。

SKD11は1125℃、QCM8は1100℃で鍛錬比286の熱間圧延を施した直径38mmの棒鋼であり、圧延後870℃で焼なましを行い試験に供した。両鋼種ともに1030℃で0.5h保持後、空冷により焼入れた。その後、焼戻しとして、200℃～600℃の各温度で1h保持後、空冷を2回繰返した。なお、引張圧縮疲労試験片の焼戻温度は、SKD11は500℃、QCM8は520℃である。組織観察には、ピクラル液で腐食後、光学顕微鏡を用いた。また、アセチルアセトンとメタノール混合液中で析出物を電解抽出し、X線回折装置によって炭化物組成の定性分析を行った。さらに、EPMAによって粗大炭化物の定性分析を行った。炭化物の粒子径(円相当径)、面積率および粗大炭化物の縁から縁までの最近接距離(以下、最短炭化物間距離と記す)を光学顕微鏡組織から画像処理装置を用いて測定した。硬さ測定には、ロックウェル硬さ試験機とビッカース硬さ試験機を用い、ビッカース硬さ測定は、測定荷重294N、負荷時間15sで行った。摩耗試験には大越式摩耗試験機を用い、最終荷重62N、摩擦速度を0.5, 1.0, 2.5m/sと変化させた。相手材はSCM420焼なまし材で、無潤滑で試験を行い、比摩耗量により耐摩耗性を評価した。シャルピー衝撃試験には、10R2mmCノツ

Table1. Chemical composition of specimens.(mass%)

Grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
SKD11	1.41	0.24	0.41	11.10	0.80	0.23	0.023	0.001
QCM8	0.80	0.88	0.38	8.01	1.90	0.54	0.024	0.002

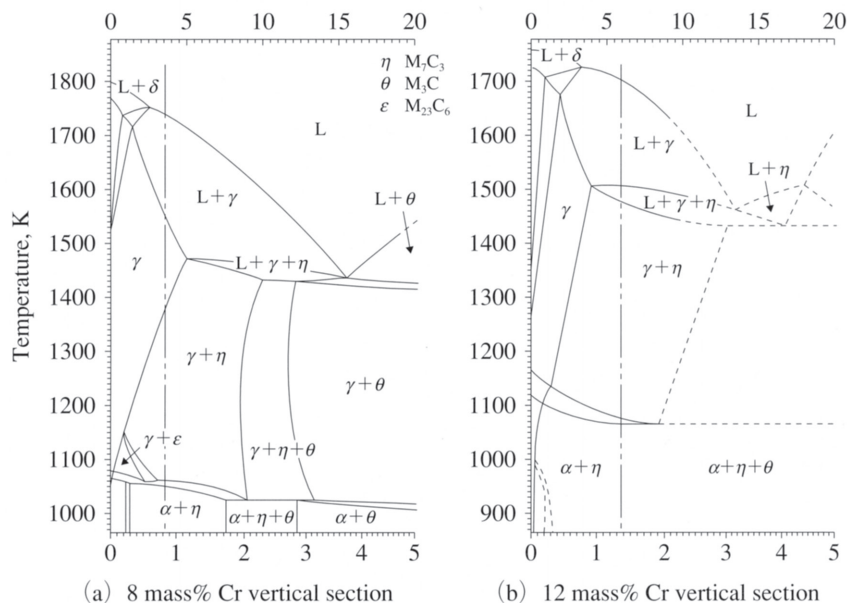


Fig.3. Phase diagrams of Fe-Cr-C system sectioned at 8 and 12 mass%Cr.

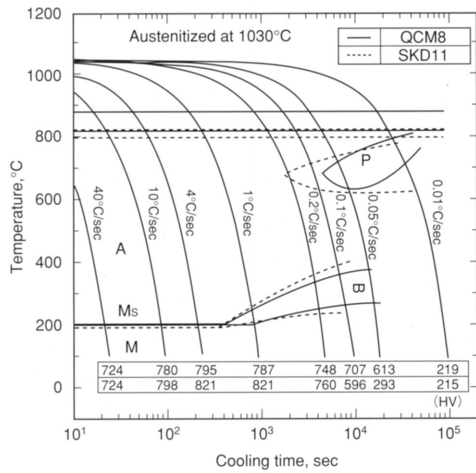


Fig. 4. CCT curves for SKD11 and QCM8.

予試験片を用い室温にて行った。引張試験を室温大気中において、初期ひずみ速度 $8.3 \times 10^{-4}/s$ の条件で実施した。引張試験片は平行部長さ10mm、径4mmの丸棒試験片である。疲労試験には容量98kNの油圧サーボ試験機を用い、荷重制御の完全両振り引張圧縮疲労試験を実施した。試験片には、平行部径6mmの砂時計型試験片を用いた。試験部を、ダイヤモンド砥粒を用いて、軸方向に研磨した。応力波形は正弦波で、周波数1Hzとした。引張破面および疲労破面を、SEMによって観察を行い、破壊起点の同定には、EDSを用いた。

3. 実験結果および考察

3・1 ミクロ組織

Fig.4にSKD11およびQCM8のCCT曲線を示す。QCM8のCCT曲線およびMs点は、SKD11とほぼ同等であり、両材ともに、焼入後の空冷により、マルテンサイト組織が得られ

ることが分かる。なお、焼入直後のSKD11およびQCM8の残留オーステナイト量は、それぞれ18%、12%であり、QCM8の残留オーステナイト量はSKD11よりも若干少なかった。

Fig.5にSKD11およびQCM8焼入材のミクロ組織を示す。両材ともに、白色の粗大な塊状析出物と黒色の微細球状析出物が観察される。これらの析出物を電解抽出し、X線回折した結果、両鋼種ともに析出物はそれぞれ M_7C_3 および $M_{23}C_6$ 炭化物であった。また、塊状炭化物（以下、粗大炭化物と記す）をEPMAにより組成分析した結果、Fe:27.6, Cr:37.0, V:1.3, Mo:1.0, C:33.2atm%の組成比を持っており、 $(Fe,Cr)_7C_3$ 系炭化物であることが分かった。一方、微細炭化物についても、TEM-EDSにより組成分析を試みたが、炭化物中の炭素濃度の変動が大きく、同定するまでに至らなかったが、X線回折の結果から $M_{23}C_6$ と推察される。

Fig.6に焼入材における粗大炭化物の円相当径を測定した結果を示す。SKD11およびQCM8の平均炭化物粒径は、それぞれ $5.3\mu m$ 、 $2.5\mu m$ であり、標準偏差はそれぞれ $3.9\mu m$ 、 $2.4\mu m$ であった。また、最大炭化物粒径は、それぞれ $21.5\mu m$ 、 $14.4\mu m$ であった。QCM8は、低C低Cr化により、共晶炭化物の析出が抑制され、炭化物はSKD11より細かく整っていることが分かる。また、焼入材の粗大炭化物の最短炭化物間距離についても測定を行った。その結果、最短炭化物間距離が $0 \sim 0.1\mu m$ と近接している粗大炭化物の割合は、SKD11が20%、QCM8は1.5%であり、SKD11の粗大炭化物はQCM8よりも密集していることが分かった。

Fig.7に焼入後および $520^\circ C$ 焼戻し後の円相当径 $0.5\mu m$ 以上の炭化物の面積率を示す。QCM8の炭化物の面積率は、SKD11の約1/3程度である。また、両鋼種ともに、焼入材と $520^\circ C$ 焼戻材の炭化物の面積率は、ほぼ同程度であった。

以上のミクロ観察結果から、QCM8の粗大炭化物は、SKD11よりも微細かつ一様に分散しているといえる。

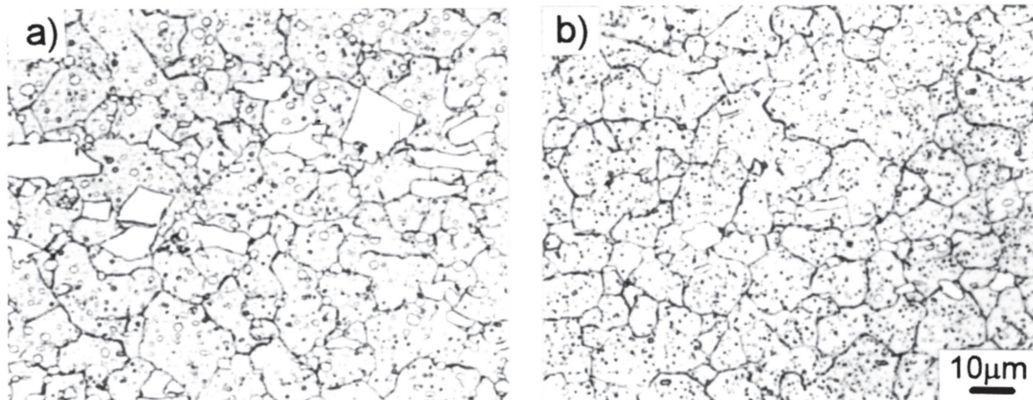


Fig.5. Microstructures of as-quenched SKD11 (a) and QCM8 (b).

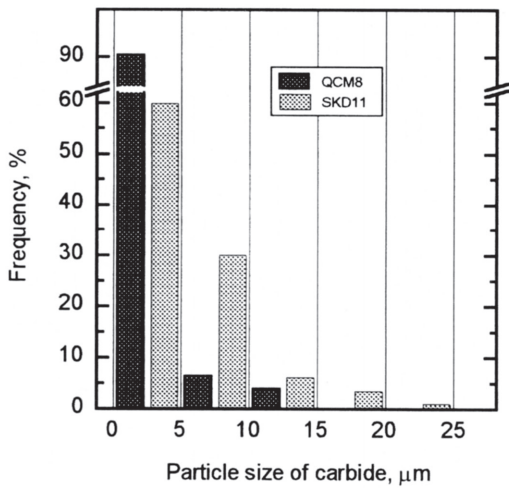


Fig. 6. Distribution of carbide particle sizes of as-quenched SKD11 and QCM8.

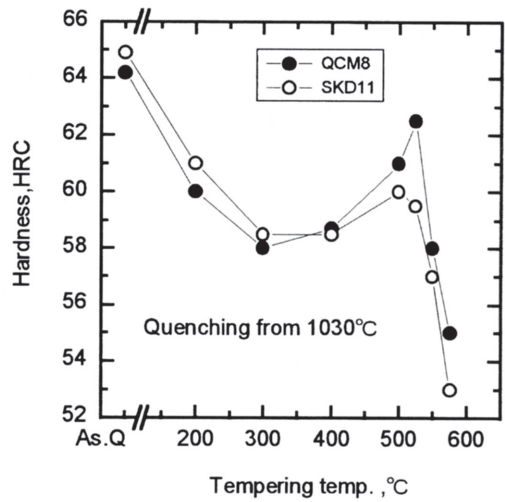


Fig. 8. Effect of tempering temperature on hardness.

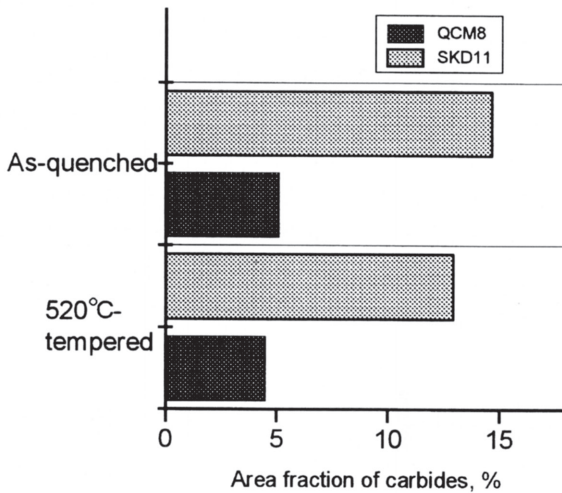


Fig. 7. Area fraction of carbides larger than equivalent diameter of 0.5 μm in SKD11 and QCM8.

Table 2. Amount of retained austenite for SKD11 and QCM8.(vol%)

Grade	Tempering Temperature					
	As.Q	200°C	400°C	500°C	525°C	550°C
SKD11	18	18	18	3	0	0
QCM8	12	12	12	9	3	0

3・3 耐摩耗性

Fig.9に大越式摩耗試験結果を示す。SKD11およびQCM8の比摩耗量は、摩擦速度の増加にともない、指数関数的に増加した。同一焼戻硬さ60HRCで比較した場合、QCM8の方がSKD11よりも若干耐摩耗性に優れていることが分かる。また、62HRCでは、さらにQCM8の耐摩耗性は向上した。SKD11の方が炭化物の面積率は高かったが、QCM8はMo炭化物やM₇C₃炭化物よりも硬いとされている⁶⁾V炭化物をより多く含んでおり、優れた耐摩耗性を示したと考えられる。

3・2 焼入焼戻硬さ

Fig.8にQCM8およびSKD11の硬さに及ぼす焼戻温度の影響を示す。両鋼種ともに、焼戻温度の上昇にともない焼戻硬さは低下し、500°C付近で二次硬化を示した後、再び急激な軟化を示した。SKD11およびQCM8の二次硬化のピークは、それぞれ500°C、520°Cであった。また、QCM8の二次硬化のピーク硬さは、SKD11よりもHRC2ポイント程度高くなった。QCM8には、VおよびMoがSKD11よりも多く添加されていることから、QCM8のピークが高温側へシフトしたのは、M₂C炭化物の析出温度よりも高温で析出するといわれている⁵⁾VCやMoCなどのMC炭化物がより多く析出したためと考えられる。Table 2に焼入ままおよび各焼戻温度における残留オーステナイト量を示す。QCM8の焼入材の残留オーステナイト量は、SKD11よりも少ないことから、二次硬化には、残留オーステナイトの分解よりも、Mo,Vなどの特殊炭化物が寄与したと考えられる。

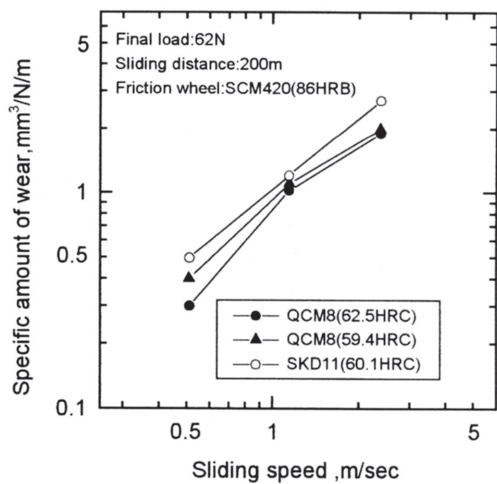


Fig. 9. Results of wear test.

3・4 引張強さ

Fig.10に硬さと引張強さの関係を示す。SKD11およびQCM8ともに、焼戻硬さの上昇にともない、引張強さは高くなった。また、約500HVレベルでは、SKD11および

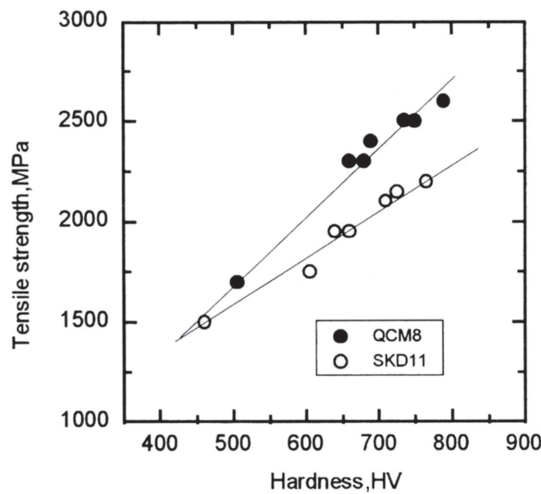


Fig. 10. Relation between hardness and tensile strength.

QCM8は同等の引張強さを示すが、さらに高硬度になると、QCM8の引張強さは、SKD11よりも高くなった。一般的に、引張強さは、硬さの上昇にともない高くなるが、高硬度になると、逆に引張強さは低下することが知られている⁷⁾。これらのことから、SKD11の500HV以上の高硬度域は、硬さの上昇にともない、引張強さが低下し始める直前の領域に相当すると考えられる。

Fig.11に破面観察結果の一例として、SKD11の破壊起点近傍の破面を示す。破壊起点には粗大炭化物が多く存在し、その周辺にはデンプルが観察される。さらに詳細な破面観察を行った結果、破断後対になる両方の破面において同形状の粗大炭化物が観察され、炭化物自体が割れていることが明らかとなった。QCM8についても、破面観察を行った結果、SKD11と同様に炭化物自体が割れていることが分かった。

破面観察結果から、両鋼種における引張強度特性の差異は、炭化物の割れと関係があると推察される。そこで、障壁に転位が堆積することによって割れが生じるとするStrohのモデルに基づいて、炭化物の破壊応力を算出することを試みた⁴⁾。 M_7C_3 型炭化物の物理定数は明らかとなっていないので、計算に必要な表面エネルギーおよび剛性率などは、文献⁸⁻¹⁴⁾のデータを用いて推定した。その結果、炭化物の破壊応力は、1480MPaと推定された。一般的に、粗大炭化物が割れて微視き裂が発生する応力は、鋼材の降伏応力にほぼ等しいといわれている¹⁵⁾ように、この値は、SKD11の降伏応力に非常に近い値であった。したがって、降伏点近くの負荷応力により、 M_7C_3 炭化物が割れてき裂となり、それらが連結することによりき裂が成長して破断に至ると考えられる。

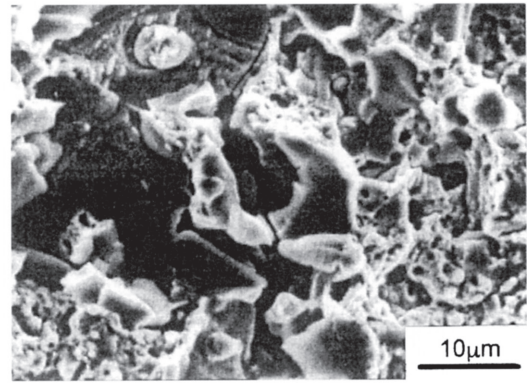


Fig. 11. SEM photograph showing tensile fracture surface of SKD11 specimen.

Fig.12に引張試験時の破壊形態の模式図を示す。SKD11のように粗大炭化物を有する場合、炭化物への転位堆積の確率が増し、低応力でも容易に割れが発生する。また、SKD11の場合、炭化物の偏析・密集により、炭化物の粒子間距離が小さいので、き裂の連結も容易であり、き裂の成長が加速度的に大きくなると考えられる。一方、QCM8の粗大炭化物は、SKD11よりも微細であり、炭化物が一様に分散していることから、炭化物の割れによって生じたポイドが連結し難く、き裂が成長し難いため、引張強度が向上したと考えられる。

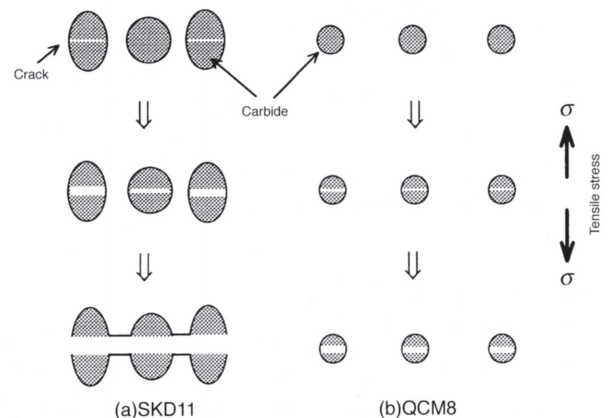


Fig. 12. Schematic drawing of the mechanism of cleavage crack formation and their growth under tensile stress.

3・5 シャルピー衝撃値

Fig.13に硬さとシャルピー衝撃値の関係を示す。全ての硬さレベルにおいて、QCM8の衝撃値はSKD11よりも高くなった。また、衝撃値は、両鋼種ともに、焼戻硬さの上昇にともない低下した。一般的に、衝撃値は、き裂発生に要する抵抗とき裂伝播に要する抵抗からなることが知られている。工具鋼のような高硬度鋼では、き裂の発生と同時に破断に至るため、き裂の伝播抵抗は非常に低いと考えられる¹⁶⁾。先述したように、降伏応力を越えると、炭化物が割

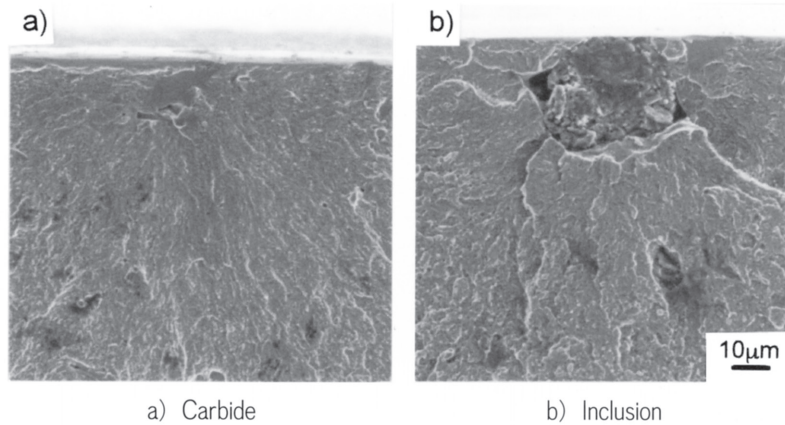


Fig. 15. SEM photographs showing origin of fatigue fracture of QCM8 specimen.

れてき裂が発生することから、微細な炭化物を有するQCM8は、SKD11よりも初期き裂が発生し難いため、SKD11よりも優れた衝撃特性を示したと考えられる。

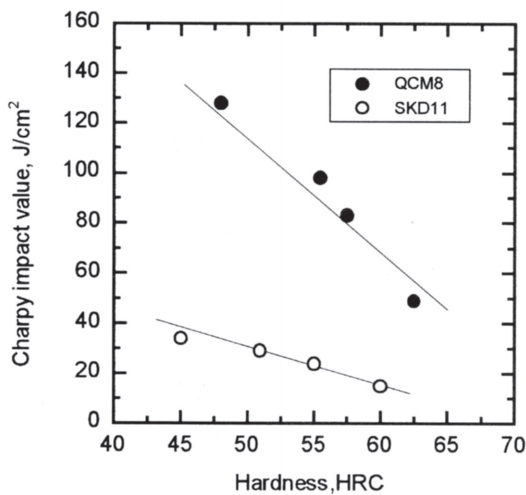


Fig. 13. Relation between Charpy impact value and hardness.

3・6 引張圧縮疲労強度特性

Fig.14にS-N曲線を示す。QCM8の破断繰返し数は、全て

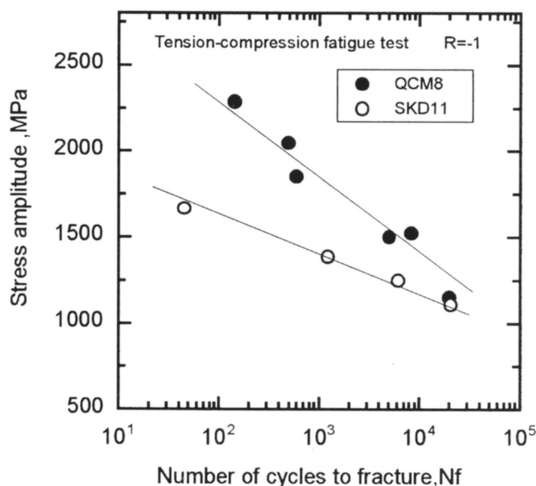


Fig. 14. S-N curves for SKD11 and QCM8.

の応力レベルにおいて、SKD11よりも大きくなった。とくに、応力振幅が高いほど、QCM8の破断繰返し数は、SKD11よりも大きくなっている。QCM8の疲労強度がSKD11よりも優れていた要因を検討するため、破面観察を行った。両鋼種ともに、応力振幅の大きさによって、破面形態は異なっており、高応力振幅側では表面破壊、低応力振幅側ではフィッシュアイ破壊を呈していた。Fig.15に破面観察結果の一例として、高応力側におけるQCM8の破壊起点を示す。破壊起点の大半は、応力振幅に拘らず、写真(a)に示すような炭化物であり、一部の試験片では、写真(b)に示すような介在物起点も観察された。Fig.16に疲労破壊の起点となった炭化物のEDS分析結果を示す。炭化物はCr系炭化物であり、先述したミクロ観察の結果からM₇C₃型炭化物と考えられる。炭化物が破壊起点となった全ての試験片について、さらに詳細な破面観察を行った結果、破断した両破面の破壊起点部に同形状の炭化物が観察され、炭化物の割れが破壊起点となっていることが明らかとなった。SKD11についても同様の破面観察を行った結果、試験片の大半は、炭化物の割れが破壊起点となっていることが確認できた。これらのことから、先述した静的な引張試験では、炭化物の破壊応力が、降伏応力に近い値になると推定したが、繰返し応力が負荷された場合、降伏応力よりも低い応力下でも炭化物が割れ、破壊の起点となるといえる。炭化物の割れやすさについては、引張試験の場合と同様に、炭化物が大きいほど転位堆積の確率が増すため、炭化物径が大きいSKD11の方が割れ易いと考えられる。

炭化物の割れを潜在的なき裂と見なすと、高応力振幅では容易にき裂は進展し、破断に至ると考えられる。一方、低応力振幅や炭化物が小さい場合、き裂は伝播しにくくなる。そこで、次に、炭化物の割れを潜在き裂と仮定して、初期き裂が進展し始める応力すなわちき裂伝播応力の検討を行った¹⁷⁾。き裂進展に対する下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th} 、応力振幅 σ_c 、き裂の臨界長さすなわち炭化物粒子径 d は、表面起点の場合、 $\Delta K_{th}=1.12\sigma(\pi d)^{1/2}$ の関係にあることが知られている¹⁸⁾。今回調査した供試材の ΔK_{th} は明らかとなつ

ていないが、ばね鋼などの高強度鋼における硬さと ΔK_{th} の関係式は $\Delta K_{th}=6578HV^{-1.0918}$ と報告されており¹⁹⁾、試験片硬さから ΔK_{th} を推定すると約 $5.0MPa \cdot m^{1/2}$ となった。この値を用いると、表面起点の場合におけるき裂伝播応力は $4.46(\pi d)^{-1/2}$ 、内部起点の場合は $7.07(\pi d)^{-1/2}$ となった。この潜在き裂すなわち炭化物粒径とき裂伝播応力の関係から、SKD11およびQCM8の粗大炭化物が割れて初期き裂となった場合、今回調査した応力振幅レベルにおいても、き裂は十分に進展し得ることが分かった。また、炭化物径が大きいほど、き裂伝播応力は低くなるため、炭化物径が大きいSKD11の方がき裂は伝播し易いと考えられる。

以上のことから、QCM8は、SKD11と比較して炭化物の割れによるき裂が発生し難く、かつき裂伝播応力も高いため、優れた疲労寿命が得られたと考えられる。

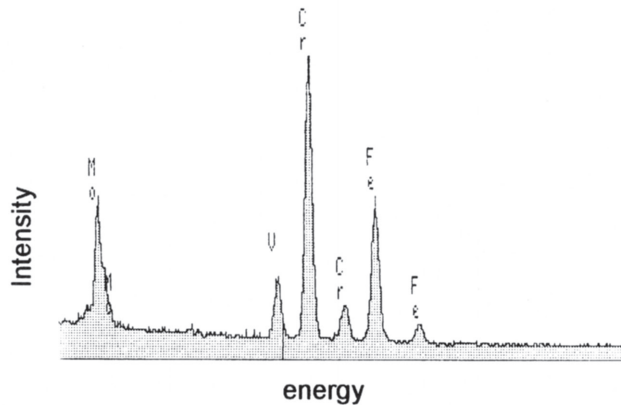


Fig. 16. EDS analytical results of carbides at the origin of fatigue fracture of QCM8 specimen.

4. 結言

SKD11と8%Cr系冷間工具鋼QCM8について、機械的性質に及ぼす炭化物の影響を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) 低C低Cr化により、QCM8の M_7C_3 型炭化物はSKD11より微細化し均一分散した。
- (2) QCM8は、SKD11に比べ優れた強靱性および疲労寿命を示した。また、QCM8はSKD11と同硬さにおいて若

干優れた耐摩耗性を示した。

- (3) 引張試験において、破壊は粗大な M_7C_3 型炭化物の割れを起点とし、炭化物の割れを連結するように破壊が進行することが分かった。QCM8は、 M_7C_3 型炭化物の微細化とその一様分散により、炭化物の割れおよびき裂の連結が抑制されることが分かった。
- (4) 引張圧縮疲労試験において、破壊起点の大半は炭化物の割れであった。QCM8は、SKD11よりも炭化物の割れが発生し難く、き裂伝播応力も高いため、優れた疲労寿命が得られたと考えられる。

文 献

- 1) 松村勁, 夏目喜孝: 塑性と加工, 20 (1979), 957.
- 2) 例えば, 阿部源隆, 中村秀樹, 調英夫: 日本金属学会会報, 25 (1986), 438.
- 3) H.Nakamura, N.Tsujii, D.Yokoi, and G. Abe: Proceedings of the 4th. International Conference on Tooling, Ruhr, (1996), 113.
- 4) 深浦健三, 砂田久吉, 横山嘉彦, 寺本克之, 横井大円, 辻井信博: 鉄と鋼, 84 (1998), 230.
- 5) H.Fishmeister: 日本金属学会第114回大会講演概要, (1994), 227.
- 6) 佐藤和雄, 西沢泰二ら: 日本金属学会誌, 23 (1959), 403.
- 7) 特殊鋼ガイド編集委員会編: 特殊鋼ガイド第5編, (1979), 135.
- 8) 橋口隆吉, 近角聡信: 結晶の強度, 朝倉書店, (1968), 235.
- 9) G.A.Chadwick, D.A.Smith: Grain Boundary Structure and Properties, Academic Press, (1976), 361.
- 10) 田村今男, 堀内良: 材料強度物性論, オーム社, (1984), 17.
- 11) 日本金属学会編: 材料強度の原子論, 仙台 (1985), 209.
- 12) 井形直弘: 材料強度学, 培風館, (1983), 17.
- 13) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1974), 126,127,141.
- 14) 牧正志, 田村今男: 日本金属学会シンポジウム, マルテンサイト変態とその応用, 日本金属学会編, 仙台 (1983), 5.
- 15) 宮川大海, 坂木庸晃: 金属学概論, 朝倉書店, (1996), 212.
- 16) 横井大円, 辻井信博, 深浦健三, 砂田久吉: 材料, 46 (1997), 587.
- 17) Metallurgical and Materials Transactions掲載予定
- 18) 荒木透, 堀部進: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, (1984), 47,145.
- 19) 金澤健二, 阿部孝行: 日本機械学会材料力学講演会講演論文集B, (1991), 243.