論説



熱間ダイス鋼 JIS SKD61 の衝撃値および耐摩耗性に おけるシリコン、バナジウム量の低減効果

五味伸幸*1, 塩田哲郎*2, 森川秀人*2

Improvement of the Toughness and Wear Resistance by Decreasing Silicon and Vanadium Contents of a Hot Working Tools Steel

Nobuyuki Gomi, Tetsurou Shioda, and Hideto Morikawa

Synopsis

Middle carbon 5Cr-1Mo-V type steels such as SKD61 and AISI H13 have been widely and globally used for hot working applications from die casting to forging. As for V, although 1 % V steels are popular, 0.5 % V steels have been applied as well. In these 20 years, low Si and high Mo type steels have been developed and evaluated as high performance steels mainly for die casting fields. In forging applications, however, the effect of Si has not been fully clarified. Therefore, the steel with 0.06Si and 0.55V has been studied to make it clear the effect of Si and V on wear resistance and toughness especially in hot forging tools.

The results obtained are as follows.

- (1) Softening resistance is almost the same in both steels of A and SKD61. The hardness of these steels tempered at 873 K and 973 K for 3.6 ks is 44 and 30 HRC, respectively. In spite of lower hardness, steel A with 49.5 HRC shows 28 % less wear than SKD61 with 52.7 HRC. Oxide film of steel A is thicker than that of SKD61.
- (2) The friction coefficient, μ , in metal-metal contact condition is approximately 0.7. In oxide film-metal contact condition, on the other hand, μ reduces to smaller than 0.35. Steel A shows lower μ value than SKD61 at the all oxidation temperature ranges.
- (3) In high temperature oxidized specimen, the higher contact pressure P_{max} , the higher μ value. With P_{max} less than 20 MPa, μ of SKD61 is much more sensitive to P_{max} than that of steel A. The oxidized surface of steel A with small μ is hardly worn away without the adhesion of worn dust.
- (4) Charpy impact value of steel A is remarkably improved, which is caused by the suppress of coarse primary carbides sized 10 to 30 µm by reducing Si and V contents.

1. 緒 言

熱間鍛造においては、製品製造コストの低減を目的として、歩留り向上や型寿命延長などが進められてきた.特に、製造コストに占める金型費の割合が高いことから、型寿命の延長は重要な課題である。高温の素材を高速で大変形させる熱間鍛造金型には、割れや摩耗が発生しやすく、これらが型寿命の主な要因となる「ハ.2」、割れの回避には衝撃値や破壊靭性値の向上が有効であり、耐摩耗性の改善には高温強度や軟化抵抗を高めることが効果的で

ある 3), 4).

汎用の熱間ダイス鋼である JIS SKD61(0.4C-1Si-5Cr-1Mo-1V,以下 SKD61 と記す)は,1930 年代に規格化された AISI H13 をもとに,1956 年に JIS 鋼として制定された.同時期に制定された JIS SKD6 は AISI H11 に相当し,バナジウム含有量は 0.4~mass% である.これらは当初,主にアルミダイカスト型に適用された.バナジウム量の多い SKD61 の方が耐アルミ溶損性に優れている 5.6.1980 年代以降,SKD61 を基本成分として 5Cr 系熱間ダイス鋼の特性改善が進められ7,シリコン量の低減(≤ 0.3

2007年10月3日受付

- * 1 大同特殊鋼㈱研究開発本部(Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)
- * 2 大同特殊鋼㈱工具鋼技術開発部(Tool Steels Technology, Planning & Metallurgical Service Department, Daido Steel Co., Ltd.)

mass%)による衝撃値の向上、モリブデンの増量(≥ 2 mass%)による高温強度の改善が達成された $^{8)^{\sim}10)$. 5Cr 系の低シリコン・高モリブデン鋼は、耐ヒートチェック性に優れ、高性能ダイカスト金型用鋼の位置付けを確立している 11 .

ダイカストより温度や面圧が高くなる熱間鍛造においては、金型の摩耗が顕著となる。一般的には、フォーマーなどの高速熱間鍛造の方が、プレス鍛造よりも温度と圧力が高く、相対すべり速度も大きい。このため、高速熱間鍛造においては、SKD61よりも高温強度の高い3Cr-3Mo系鋼が型材に適用される12)。一方、比較的に寸法の大きいプレス鍛造型などには、3Cr-3Mo系鋼よりも焼入れ性の高い5Cr系のSKD61が用いられてきた。しかし、高速化や精密化によって型への負荷が増大したことから、近年のプレス鍛造においては、SKD61を低シリコン・高モリブデン化した耐摩耗性に優れる鋼の適用が進んでいる4)。しかし、バナジウム・シリコン・モリブデンが耐摩耗性に影響を及ぼす理由は未解明である。

さらに、モリブデンやバナジウムを多量に含む鋼材には、型寿命・省資源・素材コストに改善の余地がある。型寿命に関しては、モリブデンの増量による破壊靭性値の低下¹³⁾と、凝固時の晶出 VC を破壊の起点とする衝撃値の低下¹⁴⁾が課題として挙げられる。また、高価な希少元素の多量添加は、省資源と素材コスト低減を求める近年の動向と逆行している。

以上の経緯から、衝撃値と耐摩耗性の向上および省資源で安価な金型材の開発を目的に、SKD61を基本成分として、シリコン量とバナジウム量を低減した鋼 A を作製した。低シリコン化の目的は、耐摩耗性に及ぼすシリコンの影響を調査することである。本研究においては、モリブデン増量かつシリコン低減という従来の手法ではなく、シリコン低減のみによる耐摩耗性の改善を検討する。低バナジウム化の目的は、粗大な晶出 VC 量の低減による衝撃値の向上である。本研究では、軟化抵抗、温間鍛造における耐摩耗性の調査に加えて、トライボ特性に及ぼす酸化膜の役割を考察するため、酸化膜が摩擦係数に及ぼす影響を調査した。また、晶出 VC 量の低減および結晶粒粗大化の防止効果を確認するため、結晶粒度測定および衝撃試験とその破面観察を実施した。

2. 実験方法

2. 1 供試材の製造履歴

供試材の化学成分を Table 1 に示す。鋼 A は、SKD61 を基本成分として、シリコン量とバナジウム量をそれぞれ 0.06 mass% と 0.55 mass% に低減している。低シリコン化の目的は、モリブデン量を増加させずに耐摩耗性の向上が可能か否かを検証することである。また、シリコン含有量が 0.1 mass% 以下となると晶出炭化物量の減少が顕著となるため、衝撃値の向上が期待される 8). 低バナジウム化の目的は、高バナジウム材に顕著に認められる粗大な VC の晶出を抑制し、高い衝撃値を得ることである 14). 一方で、過度の低バナジウム化は、焼入れ時の残留 VC量を減少させる。この結果、オーステナイト粒界をピンニングする粒子が減少し、結晶粒粗大化の危険性が高まる。そこで、バナジウム量としては焼入れ時の結晶粒度が 7 程度となる 0.55 mass% を選定した 15).

Table 1 に示す化学成分の鋼を電気アーク炉によって溶解し、7 ton のインゴットを製造した. 溶解と鋳造の雰囲気は大気である. 1553 K における 69.8 ks の均質化熱処理を経たインゴットから、直径 257 mm の丸棒を鍛造によって製造した. さらに、丸棒鋼に対しては、1143 K から 913 K まで 0.0083 K/s の速度で冷却する球状化焼鈍を施し、各種実験用の素材とした.

上記の工程を経た素材の中心付近から、焼戻し軟化抵抗、温間鍛造、摩擦摩耗試験、シャルピー衝撃試験の試験片を採取した。粗加工試験片の焼入れには真空炉を用い、加熱温度は1303 K、保持時間は1.8 ks とした。1303 K からの冷却時は、炉内へ導入した窒素ガスを4 bar に加圧し、攪拌扇による強制対流を付与した。引き続き、753~793 K の真空中における3.6 ks の焼戻しを繰り返すことによって、目標の硬さに調質した。焼入・焼戻し後の粗加工試験片に対し、仕上げの精加工を施した。なお、焼入時のオーステナイト結晶粒度を評価する水準は、結晶粒界を明瞭に現出するため1303 K から低速で焼入れた。

2. 2 特性の評価

耐摩耗性や塑性流動に大きな影響を及ぼす軟化抵抗は, 熱間鍛造型用鋼の重要な特性の一つである。そこで, 焼

Table 1. Chemical composition of materials (mass%).

			'	. ,		
Steel	С	Si	Mn	Cr	Мо	V
SKD61	0.37	1.0	0.45	5.3	1.2	0.85
Α	0.37	0.06	0.45	5.3	1.2	0.55

入れまま材および 45 HRC 調質材を 773 \sim 973 K の温度域に加熱し、3.6 ks の保持後に室温まで冷却して硬さを測定した。試験片には $15~\text{mm} \times 15~\text{mm} \times 15~\text{mm}$ のブロックを用い、加熱は大気中で行った。

耐摩耗性は、大同機械製 NS5-10PL の 140 ton パーツ フォーマーを用いた温間鍛造によって評価した16.被鍛 材は、直径 13.3 mm で長さ 28.3 mm の JIS S53C である. この小円柱から、全2工程でカップ状の鍛造品を製造し た. 第1工程は圧縮率54%の据え込み, 第2工程は後方 押し出しである. 鍛造の速度は85 spm とした. 被鍛材の 温度は、高周波加熱の終了時が1203 K, 第1工程の開始 時が約1093 Kであった. 摩擦係数の低減と工具の冷却を 図るため、60 ml/s の流量で、硫黄系添加剤を含有する潤 滑油の塗布を実施した. 後方押し出しパンチの摩耗量は 鍛造品を用いて評価した. パンチ形状の直接測定は困難 であるため、樹脂で型取りしたカップの内面形状をパン チ先端の形状として扱う. この樹脂型を光学投影機で投 射し、1ショット目と5000ショット目の形状変化からパ ンチの摩耗量を算出する. 先端から 0.2 mm の位置におけ るパンチ半径の減少量が摩耗量と定義される16. 試験後 の表面状態を調査するため、鍛造面を Ni メッキしたパン チ先端の縦断面を走査電子顕微鏡(以下 SEM)によって 観察した.

摩擦界面の温度が高い場合に生じる酸化膜は、摩耗の少ない酸化摩耗領域を発現させるなど、トライボ特性に影響を及ぼすことが知られている「ワハ.18」、そこで、酸化膜が摩擦係数に及ぼす影響をピンオンディスク型の試験機によって評価した。JIS SUJ2 のピン材は、先端が 10 R、硬さが 62.6 HRC である。試験片となるディスクには、50 HRC の SKD61 および鋼 A を用いた。ディスクの表面は、ラッピング加工によって平滑にしている。

Fig.1 は、温間鍛造におけるパンチ表面の温度推移を数値解析によって見積った結果である 19). 注視部位は摩耗量の測定位置である. 表面温度が 700~1000 K で推移していることから、摩擦摩耗試験のディスクに対しては、773~973 Kへの加熱と 1.8 ks の保持によって酸化膜を形成させた. 比較のため、ラッピング加工ままのディスクについても摩擦係数を評価する. 試験は、ピンとディスクが共に室温の状態から開始し、接触荷重を 0.005~ 0.1 N、相対すべり速度を 100 mm/s として試験時間 1 ks の乾式摺動を行った. 摩擦摩耗試験は、酸化膜の生成条件、加熱温度、面圧などの条件が温間鍛造とは異なるが、酸化膜のトライボ特性の定量的な比較を目的としている.

酸化膜を構成する元素の分析は、堀場製作所製の GD-

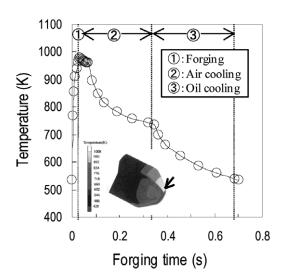


Fig.1. Estimated temperature through FE analysis at monitoring point of wear amount.

OES 高周波グロー放電発光分光分析装置を用いて実施した. 分析対象となるディスクへの酸化処理条件は, 加熱温度 973 K. 保持時間 1.8 ks である.

焼入れ材のオーステナイト結晶粒度は、試験片の鏡面 研磨面を 10% 硝酸メチルアルコール溶液によって腐食し た後、光学顕微鏡を用いた組織観察と比較法によって評 価した.

シャルピー衝撃値は、46 HRC 程度に調質した JIS3 号の衝撃試験片を用いて評価した。低シリコン化と低バナジウム化によって晶出 VC 量が減少し、衝撃値が向上したことを確認するため、SKD61 および鋼 A とも、最も衝撃値が低かった試験片の破面を SEM によって観察した。 亀裂の起点付近に介在物が認められた場合には、エネルギー分散型 X 線分析装置(以下 EDX)を用いて、その構成元素を同定した.

3. 結果と考察

3. 1 軟化抵抗

焼入れまま材の加熱による硬さの変化を Fig.2 に示す. 各温度における 3.6 ks の保持は 2 回とした. 鋼 A の硬さは、773 \sim 823 K において 51 HRC 程度であり、SKD61 よりも約 4 HRC 低い. いずれの鋼種も、823 K を超えると硬さが急減する. 高温ほど鋼種間の差は縮小し、973 K では両鋼種とも 28 HRC になる.

45 HRC 調質材の加熱による硬さの変化を Fig.3 に示す. 各温度における 3.6 ks の保持は 1 回である. いずれの鋼種も, 873 K 以下ではほとんど軟化しない. それ以上の温度域では硬さが急減し, 973 K の場合は約 30 HRC となる.

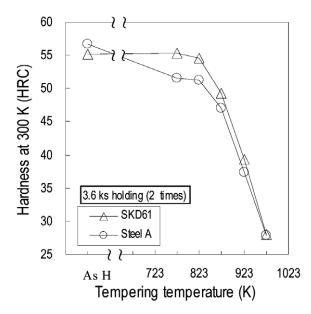


Fig.2. Hardness at room temperature after 3.6 ks holding in twice at elevated temperature with as quenching material.

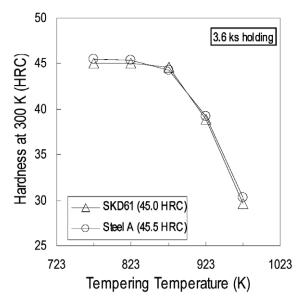


Fig.3. Hardness at room temperature after 3.6 ks holding at elevated temperature with material as initial hardness 45 HRC.

Fig.2 は、シリコンとバナジウムの減量が $773 \sim 973$ K での焼戻し硬さを低下させる、という従来の知見と一致した $^{20),21)}$. 一方、初期硬さを統一した場合、シリコンとバナジウムを共に低減しても軟化抵抗は劣化しなかった、以上より、所定の硬さに調質された熱間鍛造型を念頭においた場合、2 鋼種の軟化抵抗は同等と判断できる.

3. 2 温間鍛造における工具の摩耗量

温間鍛造試験におけるパンチの摩耗量と外観を Fig.4 に示す. 試験後のパンチ表面には多数の擦過痕が認められ, 写真からは確認しにくいがヒートチェックの発生も認められる. また, 被鍛材との接触部は高温での酸化によって黒褐色となっている. パンチ先端付近の摩耗量は.

SKD61 よりも鋼 A の方が 28 % 少ない. すなわち, 耐摩 耗性は鋼 A の方が優れる.

摩耗量測定部位の断面を Fig.5 に示す。EDX 分析の結果から、パンチと Ni メッキの間に存在する膜が酸化鉄であることを確認した。酸化膜の厚さが、SKD61 では 1 μ m 程度であることに対し、鋼 A では約 4 μ m と厚い理由は、低シリコン化によって耐酸化性が劣化したためと考えられる 22)。

Fig.6 は、摩耗量の測定部位を起点としたパンチ内部への深さ方向の硬さ分布を示す。いずれの鋼種も、深さが0.3 mm以上の領域においては、ほぼ初期の硬さを維持している。SKD61 と鋼 A の初期硬さの差は40 HVである。一方、表面から深さ0.3 mm 未満の領域については、顕著な軟化が認められた。しかし、深さが0.05 mmの位置に着目すると、SKD61 と鋼 A の硬度差は30 HVであり、初期の硬度差とほぼ同等である。すなわち、SKD61 と鋼Aの温間鍛造における軟化量は同程度である。この結果は、Fig.3 に示した軟化抵抗とも対応している。

一般に,熱間鍛造型用鋼の耐摩耗性は,硬さと軟化抵抗が共に高いほど良化する²³⁾.しかし,軟化抵抗に差が無い SKD61 と鋼 A を用いた本研究においては,初期硬さの低い鋼 A の方が耐摩耗性に優れる結果となった.そこで,原因を考察するため,摩耗界面に認められた酸化膜に着目し,そのトライボ特性を調査した.

Before test	After testing				
Deloie test	SKD61	Steel A			
		5 mm			
	SKD61	Steel A			
Initial hardness	52.7 HRC	49.5 HRC			
Wear amount	0.610 mm	0.439 mm			

Fig.4. Change in surface of specimen and wear amount on hot forging.

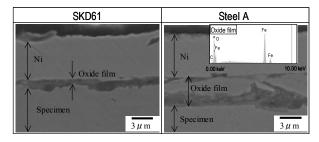


Fig.5. Comparison of thickness of oxide film between SKD61 and steel $\mbox{\sc A}.$

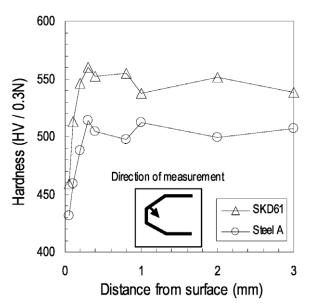


Fig.6. Hardness distribution of tool after forging.

3.3 摩擦摩耗試験

室温でのピンオンディスク試験における摩擦係数 μ を Fig.7 に示す。ピンとディスクの接触荷重は 0.01 N である。 μ は, μ = F/P (F: 摩擦力,P: 荷重)によって求めた。 試験の開始直後に 0.1 程度であった μ は,摩擦距離が 10 m 以下の領域においては,距離の増加に対して急増する。 そして,ある距離を超えると μ の変動が小さくなる.累積の摩擦距離が 40 m 以上では μ がほぼ一定となり,同様の現象は他の条件においても確認された.以下では,摩擦距離が 50 m 以上の領域における平均の摩擦係数を μ として扱う.

ラッピング加工ままのディスクを用いた場合, SKD61 および鋼 A とも μ は 0.7 となる。室温で生成する極めて

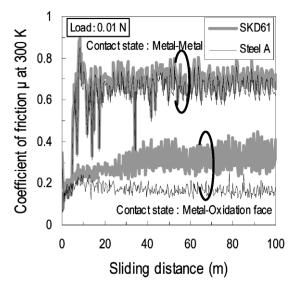


Fig.7. Influence of oxide film on coefficient of friction given by pinon-disk test at room temperature. Oxide film was treated by 1.8 ks holding at 973 K.

薄い酸化膜はディスク表面に存在したと考えられるが、 ピンとディスクの金属/金属接触が起こりやすく、凝着 によってμが大きくなったと考えられる.

一方、973 K で酸化させたディスクを用いた場合、 μ は 0.4 以下で推移する。いずれの鋼種も、摩擦界面に酸化 膜が存在することによって μ は減少する。また、SKD61 の μ が 0.32 であることに対し、鋼 A の μ は 0.17 となる。酸化膜の存在による μ の低減効果は、鋼 A の方が顕著であった。

Fig.8 は μ に及ぼす接触圧力の影響を示す。ディスクの酸化温度は 973 K とし、接触荷重は 0.005 \sim 0.1 N で変化させた。SKD61 および鋼 A とも、ヘルツの公式から求めた接触圧力 P_{max} が増加するにつれて μ は大きくなり、 $P_{max} \ge 40$ MPa では $\mu > 0.4$ となる。いずれの P_{max} においても、SKD61 より鋼 A の方が μ は小さい。 $P_{max} \le 20$ MPa においては、SKD61 の μ が P_{max} の変化に敏感であることに対し、鋼 A の μ は 0.15 程度の低い値を維持する。

試験後のディスク表面観察結果を μ とあわせて Fig.9 に示す。いずれの水準にも、筋状の擦過痕および黒い付着物が認められる。EDX を用いた元素分析の結果、付着物からは鉄、クロム、酸素が検出された。以上より、黒い領域は、剥離した酸化膜が摩耗粉として凝着した部位と考えられる。擦過痕や付着物は SKD61 に多く、付着物は酸化膜が剥離した場所に多い傾向が認められる。

 $P_{max}=8$ MPa でディスクの酸化温度が異なる条件に着目すると、SKD61 の μ が 0.24 \sim 0.32 であることに対し、鋼 A の μ は 0.09 \sim 0.19 である. すなわち、酸化温度によらず、鋼 A の方が μ は小さい.

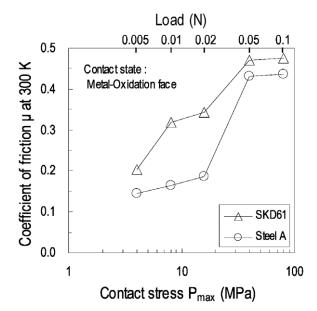


Fig.8. Stress dependance of coefficient of friction given by pin-ondisk test at room temperature. Oxide film was treated by 1.8 ks holding at 973 K.

酸化処理温度と試験荷重が同一の条件で2鋼種を比較すると、酸化膜が剥離せず残存している面積は鋼Aの方が大きい、また、いずれの条件においても、酸化膜が残存する面積が大きいほど、 μ は小さくなる。一方、接触圧力が80 MPa の場合は、SKD61 と鋼Aの摩擦面に大差が認められず、 μ も同等になっている。すなわち、酸化膜の存在によって μ が低下する理由は、金属同士の直接接触が防止されたためと判断できる。

摩擦摩耗試験の結果をまとめると、以下のとおりである.

- (1) 酸化膜は摩擦係数を低減する作用がある.
- (2) SKD61 に比べて鋼 A の方が、酸化膜が剥離しにくい.
- (3) 剥離せずに残存する酸化膜の面積が大きいほど、摩擦係数は小さくなる.
- (4) いずれの接触圧力においても、鋼 A の酸化膜の方が 摩擦係数を低減する効果が大きい.

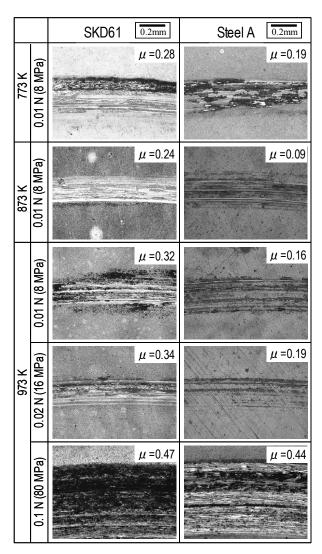


Fig.9. Contacting face observations after pin-on-disk test at room temperature. Oxide film was treated by 1.8 ks holding at each temperature.

(5) 773 ~ 973 K の酸化温度において, 鋼 A の酸化膜の方が摩擦係数を低減する効果が大きい.

以上の結果から、温間鍛造における鋼 A の耐摩耗性が SKD61 より良好であった原因を以下の3点を前提として 考察する

- ・パンチ表面が酸化するタイミングは、鍛造後の冷却中 である
- ・酸化膜は、クラックを生じた後の剥離によって除去される²⁴.
- ・酸化膜のクラックは、膜が厚いほど生じにくい.

加工の進行に伴う面圧と相対すべり速度の増加によって、パンチ表面の酸化膜が剥離する面積は増加し、活性な新生面が露出する。また、表面拡大の大きい被鍛造材表面においても、変形に追随できない酸化膜が脱落すると同時に、内部の高温部が新生面として露出する。パンチと被鍛材の新生面同士が接触すると、摩耗が顕著となる。界面に存在する酸化膜は、新生面同士の直接接触を抑制し、摩耗を減少させる。鋼Aの酸化膜は厚く、クラックが発生しにくいため、薄いSKD61の酸化膜よりも剥離しにくい。この現象は、酸化膜生成温度と面圧の広い範囲において発現する。したがって、鋼AはSKD61に比べて、摩耗が減少したと考えられる。

3. 4 酸化膜を構成する元素

Fig.10 は、973 K で生成した酸化膜の構成元素を高周波グロー放電発光分光分析によって分析した結果である。酸素、シリコン、バナジウムは検出感度が低いため、測定量を10倍にしてプロットし、鉄とクロムに対して10倍のスケールをグラフの右側に表示した。スパッタリング時間0~3 sに認められる酸素のピークは、コンタミネーションである。また、酸化膜のスパッタリングレートが未測定であるため、スパッタ時間が酸化膜の厚さに対応しているわけではない。

いずれの鋼種も、酸素濃度によって酸化膜を2層に分類できる。SKD61の酸化膜は、鉄と酸素を主体とした最表層と、その界面付近にクロムの濃化した第2層が認められる。第2層におけるシリコン濃度は、母材と同等である。鋼Aの酸化膜も、最表層は鉄と酸素を主体としている。酸素含有量の少ない第2層との界面には、SKD61の場合と同様にクロムが濃化している。SKD61との最大の差異は第2層におけるシリコン濃度であり、第1層との界面付近では母材より高くなっているが、SKD61よりも著しく低い。また、バナジウムの濃度分布は、SKD61と鋼Aで大差がない。本研究では明らかにできなかったが、第2層に濃化するシリコンが酸化膜の耐剥離性に影響している可能性も考えられる。

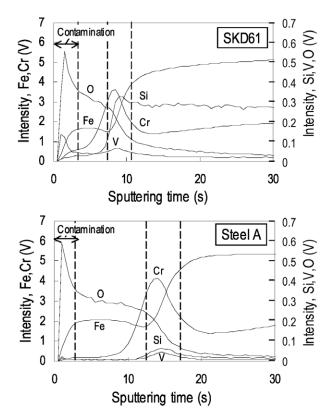


Fig.10. Composition distribution of oxide film on surface of specimen. Oxide film was treated by 1.8 ks holding at 973 K.

3. 5 シャルピー衝撃試験

1303 K から焼入れた素材の金属組織を Fig.11 に示す. 分散する粒子は、オーステナイト結晶粒界のピン止めに寄与する VC である. 熱力学平衡計算ソフト Thermo-Calc によれば、1303 K における残留 VC 量は、SKD61 が 0.56 mass%、鋼 A については 0.16 mass% と見積られた. 結晶粒度番号は、VC の少ない鋼 A が 7.5 番であり、SKD61の8番に対してやや結晶粒径は大きくなった. しかし、分散粒子の量が不十分である場合に懸念される混粒組織ではなく、整粒組織が得られている. したがって、0.55 mass%のバナジウム量は、残留 VC によるオーステナイト結晶粒界のピンニングに十分な量であったと判断できる.

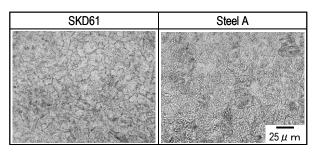


Fig.11. Comparison of grain size between SKD61 and steel A.

46 HRC 程度に調質した場合,鋼A の衝撃値は $68 \sim 82$ J/cm² であり,SKD61 の $21 \sim 42$ J/cm² に対して約 2 倍であった.最も衝撃値が低かった水準の破面を Fig.12 に示す.SKD61 に認められる $10 \sim 30~\mu$ m の粒子を EDX 分析した結果,鉄,炭素,クロム,モリブデン,バナジウムが検出された.この粗大な粒子は,バナジウムを主体とする晶出炭化物が,均質化熱処理によっても固溶せず残存したものと考えられる.一方,鋼A の破面には粗大な粒子が認められない.以上より,シリコンとバナジウムの減量が,晶出物量の低減による衝撃値の向上に有効であることを確認した.

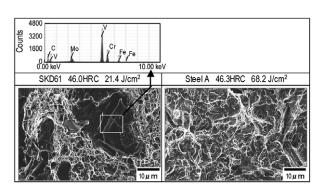


Fig.12. SEM observation image of crack initiation site of low Charpy impact value specimen.

4. 結 言

JIS SKD61 (0.4C-1Si-5Cr-1Mo-0.85V) を基本成分として、そのシリコン量とバナジウム量をそれぞれ 0.06 mass% と 0.55 mass% に低減した鋼 A を作製した. 成分調整は、低シリコン化による耐摩耗性の向上、低バナジウム化による衝撃値の向上を目的としている. JIS SKD61と鋼 A の摩擦摩耗特性と衝撃値を調査し、得られた知見を以下に示す.

- (1) 45 HRC に調質した素材を 773 ~ 973 K で 3.6 ks 保持した後の室温における硬さは、JIS SKD61 と鋼 A でほとんど差がない、すなわち、JIS SKD61 と鋼 A の軟化抵抗は同等である.
- (2) 52.7 HRC の JIS SKD61 と 49.5 HRC の鋼 A を工具とし, 5000 ショットの温間鍛造を実施した. 初期硬さが低いにも関らず, 鋼 A の摩耗量は JIS SKD61 より 28 %小さい. 試験後の鋼 A の鍛造面には, SKD61 に比べて厚い酸化膜が認められた.
- (3) 室温における摩擦係数 μ は、高温酸化しない試験片を 用いた場合、鋼種によらず約0.7である。 $773\sim973$ Kにおける1.8ksの保持で酸化させた試験片を用いる と、 μ は $0.1\sim0.35$ に低下する。試験片の酸化温度に

よらず、JIS SKD61 に比べて鋼 A の方が μ は小さい.

- (4) 高温で酸化させた試験片の μ は、試験圧力 P_{max} の増加につれて大きくなり、 $P_{max} \ge 40$ MPa では $\mu > 0.4$ となる、いずれの P_{max} においても、鋼 A の方が μ は低い、 $P_{max} \le 20$ MPa においては、JIS SKD61 の μ が P_{max} の変動に敏感である一方、鋼 A の μ は 0.15 程度の低い値を維持する、 μ が小さい水準の摩擦面では、酸化膜の剥離と摩耗粉の付着が共に少ない。
- (5) 以上より、シリコン量を 1 mass% から 0.06 mass% に 低減することによって、厚く剥離しにくい酸化膜が形成され、被鍛造材と工具の直接接触が抑制される結果、 温間鍛造における摩耗量が減少したと考えられる.
- (6) モリブデンを増量しなくても、シリコン低減のみに よって 5Cr 系熱間ダイス鋼の耐摩耗性が向上すること を確認した.
- (7) 1303 K で 3.6 ks 保持した場合のオーステナイト結晶粒度は、JIS SKD61 が 8 番、鋼 A は 7.5 番であった. また、鋼 A の衝撃値は JIS SKD61 の約 2 倍である. JIS SKD61 においては、破壊の起点付近に凝固時の晶出物と考えられる粗大な VC が確認された.
- (8) シリコンおよびバナジウムの量を低減することによって、晶出 VC 量が減少し、破壊の起点が少なくなる結果、衝撃値が向上したと判断できる。また、バナジウムの含有量を 0.85 mass% から 0.55 mass% に低減しても、結晶粒の顕著な粗大化が起こらないことを確認した。

(文献)

- 1) 三田村一広: 鍛造技報, 89 (2002), 50.
- 2) 森下弘一, 鈴木寿之: 塑性と加工, 45 (2004), 310.
- 3) 辻井信博: Sanyo Technical Report, 7 (2000), 1, 65.
- 4) 奥野利夫, 田村庸:鉄と鋼, 79 (1993), 1013.
- 5) 豊田勤八郎:特殊鋼, 5 (1956), 3, 36.
- 6) 山中直道, 田中哲夫:特殊鋼, 9 (1960), 11, 19.
- 7) 田部博輔:型技術, 19 (2004), 1, 100.
- 8) 須藤興一:電気製鋼, 60 (1989), 367.
- 49) 福田隆, 沖野美佐雄, 福本勝, 津村治, 山畔茂:日本 製鋼所技報, 47 (1993), 54.
- 10) 石塚寛, 門間改三:鉄と鋼, 47 (1961), 1532.
- 11) 須藤興一: 特殊鋼, 46 (1997), 7, 38.
- 12) 松井実:特殊鋼, 37 (1988), 3, 51.
- 13) 井上幸一郎, 五味伸幸, 尾崎公造:型技術, **21** (2006), 8, 146.
- 14) 井上幸一郎, 大藤孝, 市岡雄二, 荒木利彦:電気製鋼,

76 (2005), 287.

- 15) 成田貴一:神戸製鋼, 7 (1957), 2, 56.
- 16) 岡島琢磨, 伊藤樹一, 吉田広明, 五十川幸宏:型技術,21 (2006), 8, 78.
- 17) 野口紘,渡辺靖夫:川崎製鉄技報, 19 (1987), 3, 195.
- 18) 斎藤吉之, 美野和明:石川島播磨技報, 36 (1996), 1.
- 19) 岡島琢磨, 伊藤樹一, 吉田広明:電気製鋼, **78** (2007), 207.
- 20) 西村富隆: 熱処理, 20 (1980), 7, 342.
- 21) 石塚寛:鉄と鋼, 48 (1962), 1443.
- 22) 宮崎淳, 平澤淳一郎, 古君修: JFE 技報, (2004), 4, 53.
- 23) 田部博輔:型技術, 18 (2003), 2, 83.
- 24) Tao, F. F., ASLE Trans., 12 (1969), 2, 97.