

ものづくり基礎講座 工具材料（第 68 回技術セミナー）

東北大学金属材料研究所 正橋直哉

1. はじめに

工具とは、バイトやドリルなど切削工具、ペンチやドライバーなど作業工具、プレス金型やダイカスト金型など成形用工具等の各種工具の総称を称し、金属製品の加工には欠かせないツールです。図 1 に工具材料と必要な要件と種類を纏めます。金属工具の多くは機械構造用鋼や工具鋼などの鋼製です。そのため、金属で最も多く用いられている鋼材や鋼を含む複合材料の加工を行なう場合、鋼という同種の材料で加工を施すことになり、同じ材料であっても工具には被加工材に負けない高い硬度が要求されます。一方、被加工材との接触面積が大きいプレス成型用の工具材料には、硬さだけでなく、粘り強さとしての靱性も必要です。そして熱間鍛造用の型などのように、急熱・急冷の繰り返し処理が付与される材料には、高温摩耗に耐える必要があります。工具材料は鋼製の工具鋼等と、非鉄金属からなる材料、そして複数の素材からなる複合材料と、大別して三種類があります。一般に工具鋼は靱性は優れますが、耐摩耗性が弱いという特徴があります。非鉄金属材料は耐摩耗性には優れますが、靱性に乏しく、複合材料は耐摩耗性と耐熱性に優れますが、靱性に劣ります。どの材料も一長一短があり、被加工材の特性と加工方法に応じて、工具材料は使い分けられています。本稿では図 1 の青線で囲いました金属製の工具を取り上げて概説します。

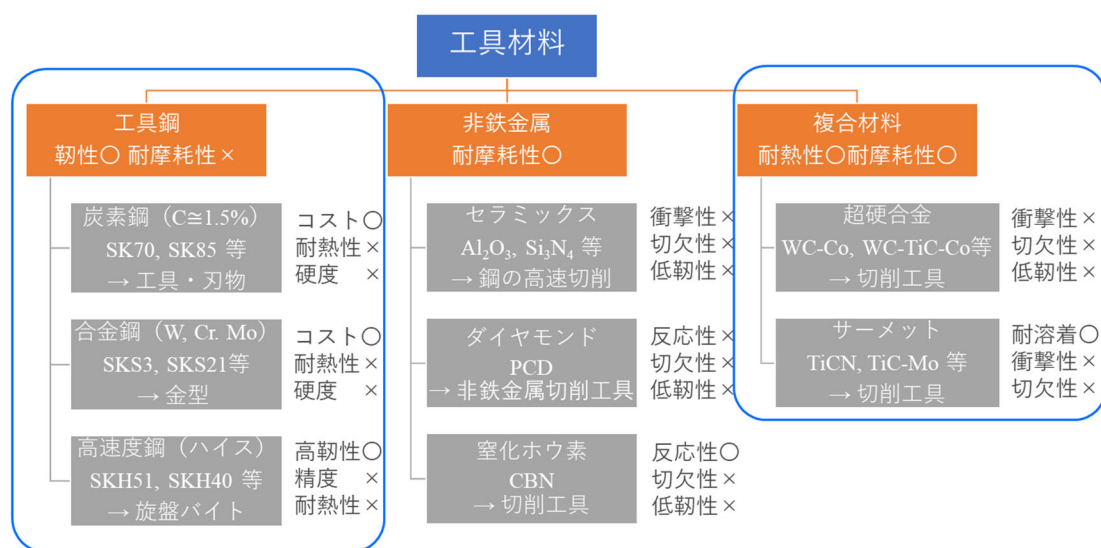


図 1 工具材料に必要な要件と種類

図2に工具材料に求められる硬度と靱性を各工具材料に対しプロットします。硬度と靱性はトレードオフの関係にあり、耐摩耗性は硬度と正の相関があります。図2から靱性を得るには金属が、硬度を高めるにはカーボンが有効で、その両方の機能を期待するのであれば「金属+炭化物」の超鋼合金かサーメットが有効であることが判ります。

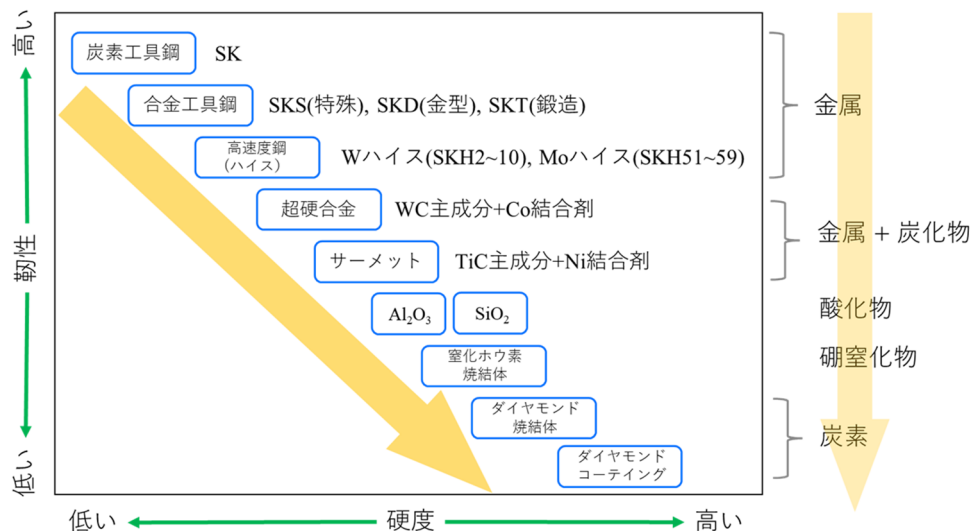


図2 工具材料の硬度と靱性

図3は超硬質工具材料の使用分類と記号の一部を纏めたものですが、工具材料は用途や材質によってJISで分類されています。用途記号として多用されるのが、P,M,Kで、Pは連続型の切りくずが出る鉄系金属の切削用途、Mは連続型もしくは非連続型切りくずの出る鉄系金属または非鉄金属の切削用途、Kは非連続型切りくずの出る鉄系金

記号	材料の分類				
HW	金属及び硬質の金属化合物から成り、硬質相中の主成分がWCで硬質相粒の平均粒径が1 μm以上。一般に超硬合金という。				
HF	金属及び硬質の金属化合物から成り、その硬質相中の主成分がWCであり、硬質相粒の平均粒径が1 μm未満であるもの。一般に、超微粒超硬合金という。				
HT	金属及び硬質の金属化合物から成り、その硬質相中の主成分がTi、Ta (Nb) の炭化物、炭窒化物、窒化物であって、WCの成分が少ないもの。一般に、サーメットという。				
HC	上記超硬合金表面に炭化物、炭窒化物、窒化物 (TiCやTiN等)、酸化物 (Al ₂ O ₃ 等)、ダイヤモンド、ダイヤモンドライクカーボン等を1層又は多層に化学的又は物理的に被覆。一般に被覆超硬合金という。				
大分類			使用分類 a)		
識別記号	識別色	被削材	使用分類記号	切削条件：高速 工具材料：高耐摩耗性	切削条件：高送り 工具材料：高靱性
P	青色	鋼：鋼、鋳鋼（オーステナイト鋼を除く）	P01, P05, P10, P15, P20, P25, P30, P35, P40, P45, P50	↑	↓
M	黄色	ステンレス鋼：オーステナイト系、二相系、ステンレス鋳鋼	M01, M05, M10, M15, M20, M25, M30, M35, M40	↑	↓
K	赤色	鋳鉄：ネズミ鋳鉄、球状黒鉛鋳鉄、可鍛鋳鉄	K01, K05, K10, K15, K20, K25, M30, K35, K40	↑	↓
N	緑色	非鉄金属：Al、その他の非鉄金属、非鉄金属材料	N01, N05, N10, N15, N20, N25, N30	↑	↓
S	茶色	耐熱合金・Ti：Fe、Ni、Co基耐熱合金、Ti合金	S01, S05, S10, S15, S20, S25, S30	↑	↓
H	灰色	高硬度材料：高硬度鋼、高硬度鋳鉄、チルド鋳鉄	H01, H05, H10, H15, H20, H25, H30	↑	↓
注a) 使用分類の矢印方向となるほど切削条件は高速又は高送り、工具材料については高耐摩耗性又は高じん（靱）性となる。					

図3 超硬工具材料の使用分類と記号

属、非鉄金属または非金属の切削用途です。図中にそれぞれどのような物質かを記載しましたが、概して各分類において、高速切削では高耐摩耗性を、速い送り速度での切削加工では高靱性が要求されます。

2. 工具鋼の熱処理による組織制御

工具鋼に求められる硬度は鋼の急冷相であるマルテンサイト相を利用します。急冷効果、すなわち焼入れ性を高めるには Cr 添加が有効で、Cr はセメンタイトに固溶して硬化に寄与します。図 4 は各合金元素を添加した炭素鋼の曲げ強度依存性で、Cr が最も硬化に優れていることが判ります。Mn も焼入れ性を高めますが靱性を劣化させるため、オーステナイトを安定化させる不変形鋼以外には使用されません。高温用工具鋼として最も代表的なものが高速度鋼で、高速切削が可能な切削工具用鋼という意味で「ハイス」と称されます。高速度鋼は 1230℃以上という高温から焼入れて、WC や Mo_2C や V_4C_3 を多量に固溶させてから、焼き戻しにより二次硬化で高温強度を得ます。図 5 は高速度鋼の二次硬化挙動と繰り返し加熱冷却を行ったときの長さの変化の結果です。500℃までの加熱では冷却過程での異常変化はありませんが、525℃や 550℃まで加熱した時は冷却中に大きな膨張が起こっているのが判ります。これは、500~525~550℃の加熱時に残留オーステナイト中に炭化物が析出してオーステナイトの Ms 点が上昇し、冷却過程でマルテンサイト変態が起ったためです。高速度鋼中の残留オーステナイトは高濃度の合金元素を固溶し 500℃以上の加熱で分解します。

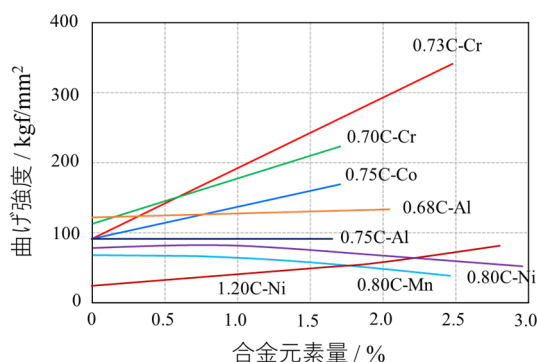


図 4 マルテンサイト（200℃焼き戻し）の曲げ強度合金元素依存性

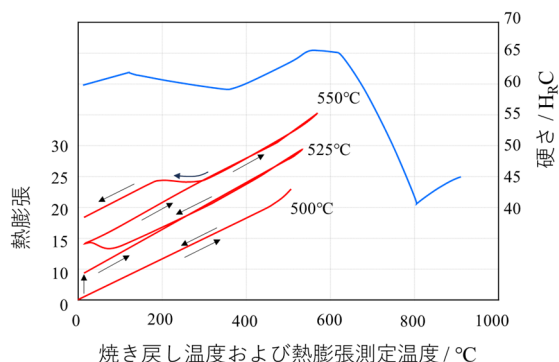


図 5 高速度鋼の二次硬化挙動と熱膨張曲線

工具鋼は硬くて脆く、Ms 点が低いので熱処理が最も難しい鋼種と言われています。すなわち焼き割れを生じやすく、また焼入れ歪みの矯正も難しい鋼種です。図 6 は熱間工具鋼（SKD）と耐衝撃用鋼（SKS）の熱処理要領の模式図です。まず焼き鈍しを行います。合金元素が多い場合は TTT 図の鼻付近の温度を十分ゆっくりと冷却しないと軟化することなく再び焼きが入ってしまうので要注意です。焼入れは材料を約 550℃まで徐々に加熱して、オーバーヒートを避けてオーステナイト化し、SKS 材は水

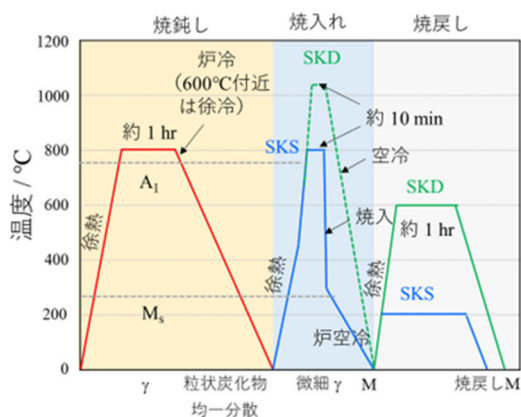


図6 熱間工具鋼（SKD）と耐衝撃鋼（SKS）の熱処理の概要

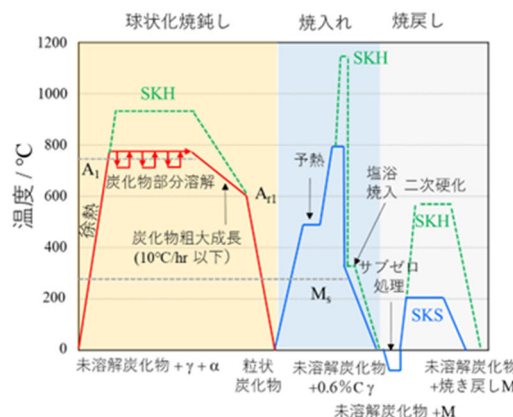


図7 冷間工具鋼（SKS）と高速度鋼（SKH）の熱処理の概要

または油焼入れをし、約 400℃になったら引き上げて空冷します。SKD 材は二次硬化をさせるために約 600℃で焼戻し、冷間衝撃用の SKS 材は 180~200℃で焼戻します。

一方、高炭素の冷間用 SKS と SKD 材の熱処理は図 7 の様になります。これらの鋼は、共析温度 A_1 点近くで炭化物を部分溶解してから徐冷による球状化析出後、約 550℃まで徐加熱後に速やかに加熱し、オーステナイト中の C が約 0.6% になった時に焼入れします。高炭素鋼は焼き割れを起こしやすく、塩浴（焼入れ時に沸騰が少なく焼きが均一に入る）に焼入れてから徐々に引き上げて変態させるか、油焼入れをして冷え切らないうちに引き上げます。残留オーステナイトが多い場合サブゼロ処理を行います。焼入れ後すぐに行わなければなりません。焼き戻しは 180~200℃で行いますが、200℃以上では残留オーステナイトの消滅や旧オーステナイト粒界への P や N の偏析、さらにはマルテンサイト中の転位が C に固着されて 500° F 脆化が起り易いので要注意です。

炭素鋼の高温焼き戻しは時効硬化型合金の過時効段階に相当し、炭化物粒子は粒成長するため、図 8 の様に軟化が起こります。この炭素鋼と同量の C を含有する合金鋼

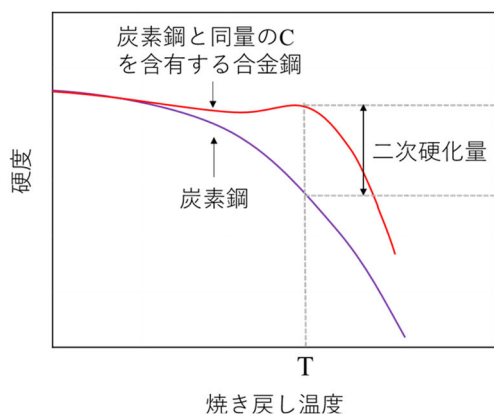


図8 合金元素による焼き戻しの二次硬化量の模式図

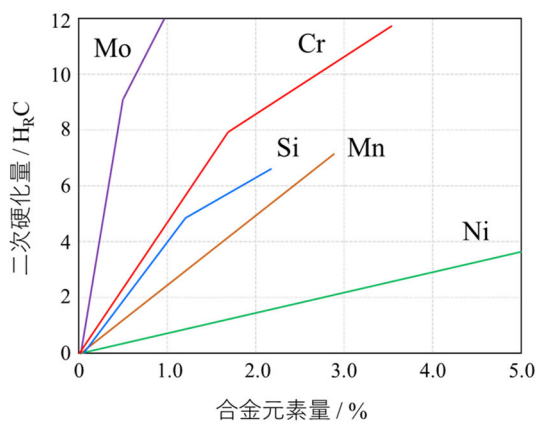


図9 合金元素の 600℃における焼き戻し二次硬化量

の同一温度における硬さの差をもって、焼き戻し軟化抵抗（図では二次硬化量と記載）を考えます。図 9 は合金元素の 600℃における焼き戻しの二次硬化量の合金元素依存性ですが、C と親和力の強い元素程大きく、特に Mo が大きいことが判ります。二次硬化量の大きい元素は高温強度が高く、耐熱鋼や高温工具鋼に利用されますが、逆に機械加工を行いやすいように軟化させることはできません。

3. 炭化物の性質と役割

前節では工具鋼の強化には炭化物を利用した熱処理の詳細を説明しました。工具鋼に使用する炭化物を表 1 に纏めます。鋼の合金元素は、硬度だけでなく靱性や加工性等の付与を目的に、多様な元素が使用されます。物質の硬度は融点と正の相

表 1 工具鋼に使用される炭化物の性質

炭化物	結晶系	融点 / °C	硬度 / GPa
TiC	fcc	3140	31.4
V ₄ C ₃	fcc	2830	27.4
NbC	fcc	3506	23.5
Cr ₃ C ₂	orthorhombic	1890	12.7
Cr ₇ C ₃	trigonal	1665	14.2
Cr ₂₃ C ₆	fcc	1550	9.8
Mn ₃ C	orthorhombic	1520	15.7
Mo ₂ C	hcp	2687	17.6
WC	hcp	2867	23.5
Fe ₃ C	orthorhombic	1650	13.1
M ₆ C	fcc	~1400	13.2

関がありますが、高融点の炭化物はこの表のオレンジ色で色付けしたものです。このような炭化物の硬度は一番右の列にあるように高いことが判りますが、硬度が高いほど耐摩耗性に優れ工具材料に利用されています。

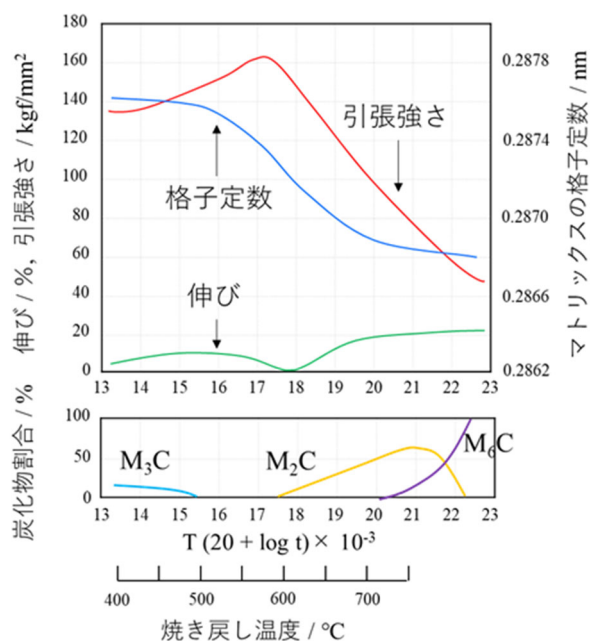


図 10 低合金鋼の機械的性質と炭化物の焼戻し温度依存性

図 10 の上の図は Fe-0.23C-0.64Mn-2.76Ni-3.35Mo の機械的性質を下の図は析出する炭化物割合の焼き戻し温度依存性を示します。この鋼は 550℃×1h の焼き戻しにより、赤線のように引張強さが増加し、二次硬化を示します。二次硬化を起こす炭化物としては、W (W₂C, WC), Mo (Mo₂C), V (V₄C₃), NbC, TiC, TaC 等で、この合金では Mo₂C 等炭化物析出が硬化を担っています。しかし、Mo₂C は高温にするほど、Mo₆C を形成し、粒界に析出するため引張強さは減少します。二次硬化を起こす鋼は高温強度や耐摩耗性に優れ、熱間工具鋼や耐熱鋼に利用されます。

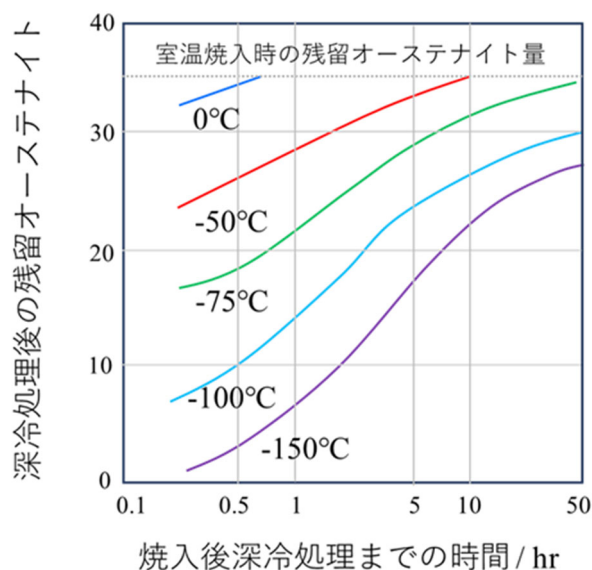


図11焼入後の室温放置時間と深冷処理後の残留オーステナイト

オーステナイトからマルテンサイトに変態させるとC量に依存した体積膨張がおこり、マルテンサイトの周りのオーステナイトは塑性歪みを受けることで、マルテンサイトに変態しにくくなります。それを解決するために、Ms点より低い温度に冷却し、その際に一部残存したオーステナイトを残留オーステナイトと称します。残留オーステナイトは焼き入れ鋼の硬度を低下させ、使用中に徐々にマルテンサイト変態が起って寸法変化を起こすため、室温以下に焼入れて残留オーステナイト量を減らし

ます（図 11）。これを「サブゼロ処理」あるいは「深冷処理」と称し、焼入れ温度が低いほど、処理までの時間が短いほど残留オーステナイト量が少なくなります。

4. 超硬合金

超鋼合金は金属炭化物と結合相である金属との複合材料で、硬質の金属炭化物粉末を焼結により製造し、「超硬」とも呼ばれています。炭化物としてはWCが、結合相（バインダ）としてはCoが主に採用され、TiCやTaCなどが添加されることもあります。特徴は硬度が高く、特に高温時の硬度低下が少なく、耐摩耗性を要求される切削工具や金型等に採用されます。1923年にドイツの化学者シュロッターが開発してオスラムランプ社が特許化

したのち、1927年にドイツのクルップ社が権利を買いました。鋼の加工時の切削速度は約4倍速く、「WIDIA」という商品名の切削工具として発売されました。1929年には東京芝浦電気が「タンガロイ」を開発し、1931年に切削工具用超硬バイトとして商品化されました。図12はWC-Co基超硬合金の組織ですが、高融点（2870℃）のWCと低融点（1495℃）のCoから構成され、軟質のCoが硬質のWC粒子を結合させていることが特徴です。

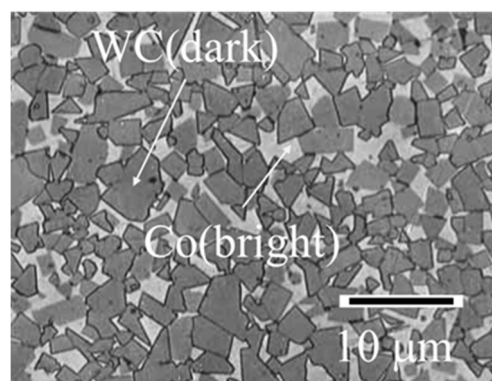


図12 WC-Co 基超硬合金のSEM組織

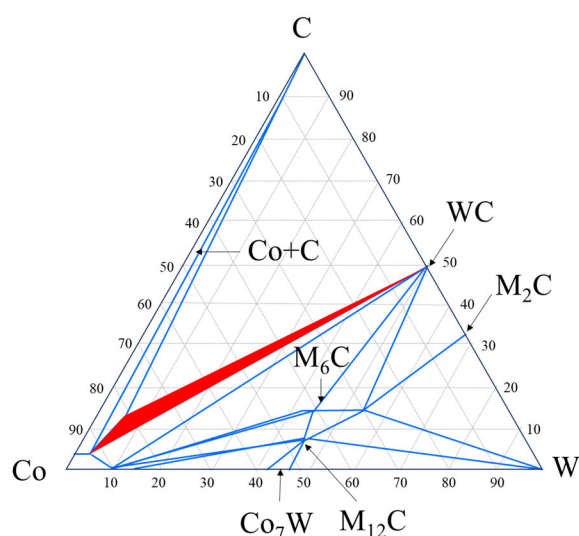


図 13 C-Co-W 三元状態図 (1275°C)

図 13 は 1275°C における W-C-WC の三元状態図ですが、赤い箇所の組成域が実用合金の範囲です。C 量が低いと $(W, Co)_6C$ 相が少なく、高いと遊離 C が生成するため、C 量の調整が重要となります。製法は、まず所望の組成の粉末を配合後、ボールミル等で原料粉末を混合・粉砕し、真空攪拌機で乾燥させて原料粉末を製造します（造粒）。この粉末を CIP による圧粉体に成型後、必要に応じて押出成形し、圧粉体を加工する前に予備焼結を施してから約 1300~1500°C

の Co 融点近傍温度で真空焼結を施します。図 14 は超鋼合金の機械的性質です¹⁾。左上は硬度の Co 量依存性で、Co の増加により軟化し、WC の結晶粒径が細かいほど硬度が高いことが判ります。右上は破壊靱性の Co 量依存性で、軟質の Co が増加することで破壊靱性が増加し、WC の粒径が大きいほど破壊靱性が高くなります。左下は、圧縮強度の Co 量依存性で、Co 量の増加により、また WC に結晶粒径が大きいほど圧縮強度は低下します。そして右下がヤング率の Co 添加量依存性ですが、Co 量の増加によりヤング率は低下しますが、結晶粒径依存性はそれほど大きくありません。

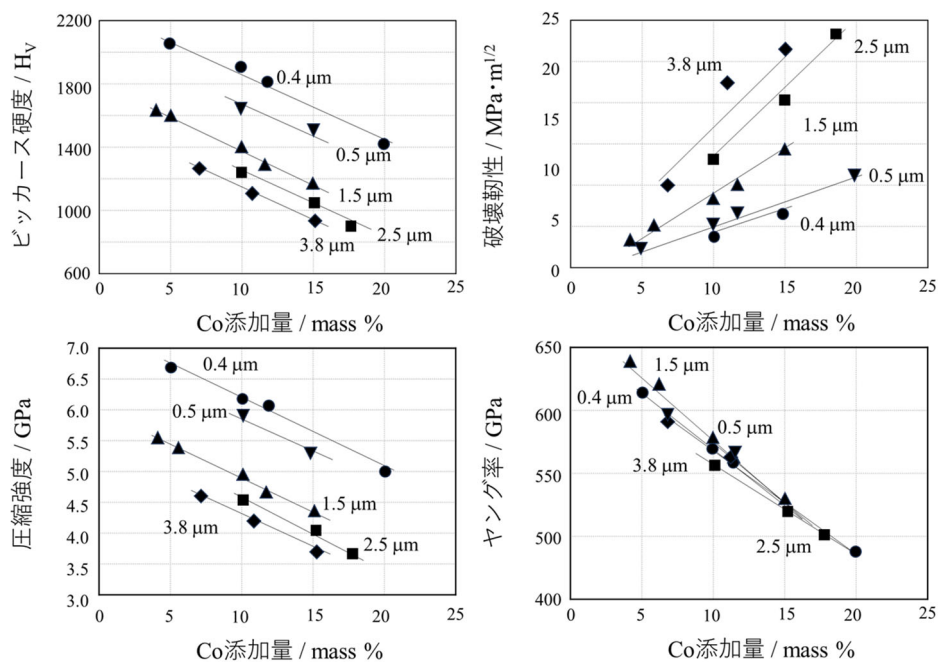


図 14 超鋼合金の機械的性質（左上:硬度の Co 量依存性、右上:破壊靱性の Co 量依存性、左下:圧縮強度の Co 量依存性、右下:ヤング率の Co 添加量依存性）¹⁾

5. サーメットの構造と組成

超硬合金より高硬度のサーメットは、硬いセラミック (ceramic) と靱性の金属 (metal) の複合材料を称します。典型的な組成は TiC と Ni の高硬度の複合材に、靱性を付与するために Mo を添加します。図 14 は Ti と TiC と TiN の三元系状態図で、TiC と TiN は広範囲に連続固溶体を作り、安定な化合物を形成します。サーメットの利点の第一は、超硬合金より高温での硬さが高いことで耐摩耗性にすぐれ、より高速での切削が可能となることです。第二は耐酸性に優れる点で、工具切れ刃の寿命が長いことです。そして第三は、被加工材である金属との親和性が少ないことで、構成刃先や溶着が起こりづらいため、切削仕上げ面がきれいになります。一方で欠点は、衝撃性に劣るため欠けやすく、切込み深さが大きいことで、低い切削速度での加工は控えなければなりません。

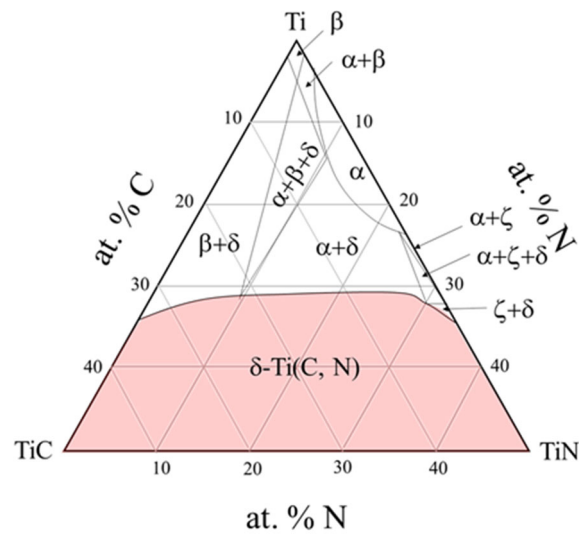


図14 TiC-TiN-Ti 三元状態図

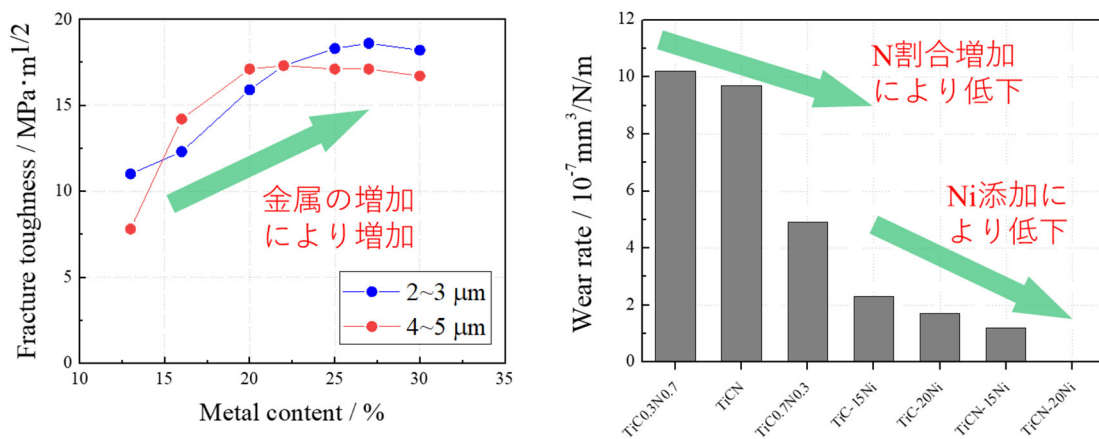


図 15 サーメットの機械的性質 (左：破壊靱性²⁾、右：耐摩耗性³⁾)

図 15 はサーメットの機械的性質です。左図の破壊靱性の金属添加量依存性から、添加量が少ないと硬質δ相が多くなって靱性が低く、添加量の増加と共に靱性が上昇し、微細粒ほど高くなることが判ります。また、右図は様々なサーメットの耐摩耗性を示した図で、硬質δ相だけでは耐摩耗性が低い（摩耗速度が速い）ですが、TiN を形成する N 量や結合相の Ni 量の増加により耐摩耗性を改善できることが判ります。

6. 工具の欠落

工具は使用時に一部欠落することがあり、タップのねじ部や食付き部に生じた大きな欠けを「刃欠け」、小さな欠けを「チッピング」と称しますが、これらの用語は多分に感覚的な意味合いがあると言われています。チッピングの発生因子を大別すると工具材料の製造にかかわる「材料・製造因子」と、加工時の条件である「加工条件因子」、そして加工により被切削材の材質変化に起因する「機械加工時の材質変化因子」があげられ⁴⁾、各因子の項目を制御することでチッピングの発生を抑制します。

図 15 の左図は TiCN/Al₂O₃/TiN のコーティングを施した WC を用いてインコネル金を加工した時の表面から深さ方向とその直角方向の残留応力分布を示したものです⁵⁾。一方、右図はコーティングを施していない WC を用いた時の同様の残留応力分布です。応力はピエゾ素子で応力測定していますが、コーティングを施した WC 材には引張残留応力が高く、未処理 WC 材は圧縮応力が高いことが判ります。コーティングは硬度を上げるために行いますが、摩耗により塑性変形が促進されて残留応力が増加しますの

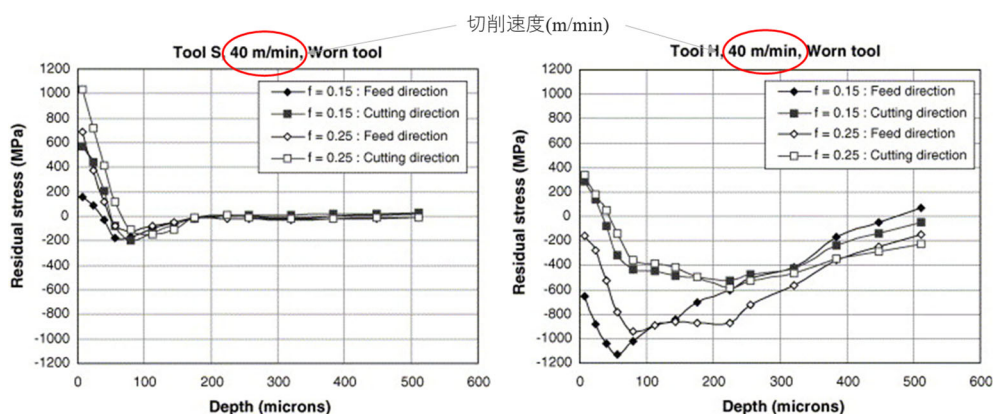


図 15 TiCN/Al₂O₃/TiN コーティングを有り（左）と無し（右）の WC を用いてインコネルを加工した時の表面から深さ方向と直角方向の残留応力分布⁵⁾

図 16 の左図は CVD にてコーティングを施した超合金工具を用い、S55CL1 鋼材（左）と S45C 鍛造空冷材（右）の加工の際、チッピングの累積破損確率に対する工具刃先半径（左）と送り速度の影響（右）を示します。この図から工具刃先半径を R=1.2 mm から 1.6 mm にすると、工具寿命平均値（累積破損確率 = 50%）は、 1.0×10^4 から 1.5×10^4 に増加し、最短寿命は 1.5×10^3 から 6×10^3 とほぼ 4 倍に増加することがわかります。また右図から送り量を 0.25 mm/rev から 0.15~0.20 mm/rev に低減すると、送り量が 0.20 mm/rev が最も優れ、これより小さくすると工具チッピング寿命は低下していることが判ります。

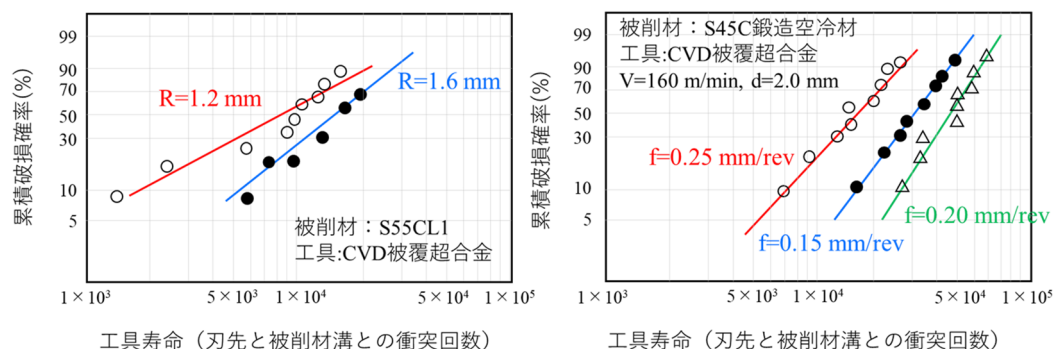


図 16 CVD 被覆超合金を用いた S55CL1 鋼材（左）と S45C 鍛造空冷材（右）のチップングの累積破損確率の工具刃先半径の影響（左）と送り速度の影響（右）

図 17 は Inconel の切削加工時に発生したチップの画像と、チップならびに工具の温度の経時変化を示しますが、チップも工具も最高温度が 800°C を越えていることが判ります。チップングは被加工材に含まれる欠陥、特に工具表面の微小亀裂から発生し、加工中に伝播する可能性があり、工具破損につながると考えられています。即ち、チップングを抑制することは工具の寿命を延ばすために重要です。

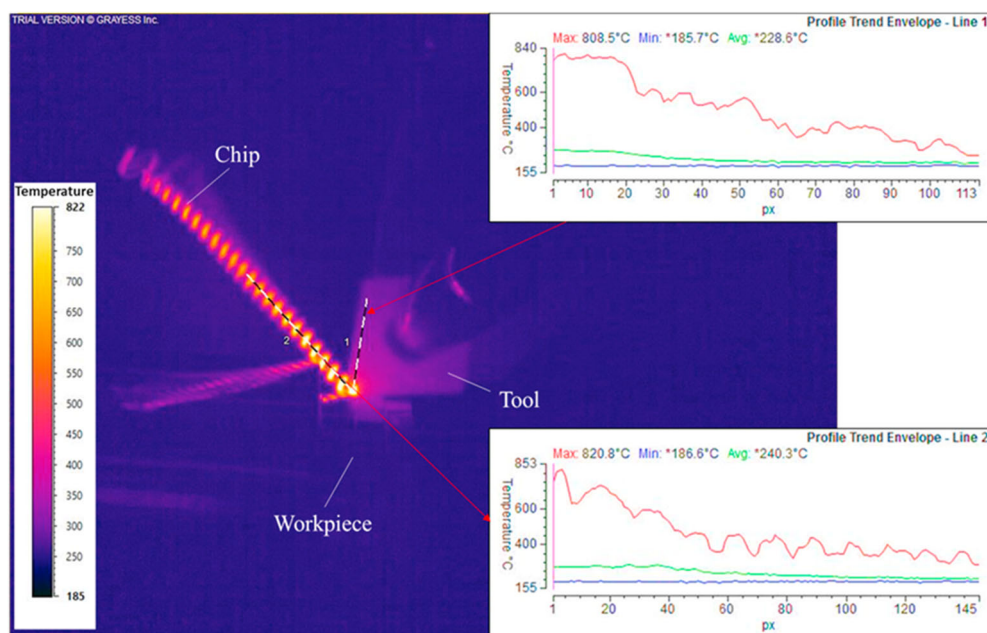


図 17 Inconel の切削加工時に発生する chip と工具の温度の経時変化 ⁴⁾

さらに工具寿命を延ばすにはチップングを抑えること以外に、熱クラックの発生を抑制することも有効です。前者は工具に係る応力に起因した機械的作用で発生しますが、後者は工具に蓄積する熱に起因した物理的作用で発生します。工具刃先は被切削材と接触時に熱が発生し、接触しない時は熱が発生しないため、ミクロには工具は急

速加熱と急速冷却を繰り返しています。工具表面に発生する引張応力 σ_T は加熱冷却の温度差 ΔT に比例し、工具の材料の熱伝導率 k に反比例します。図18の左図に様々な工具材料の熱伝導率 k を示しますが、超硬合金や炭素鋼では k が高いのに対し、サーメットや Si_3N_4 は低いことが判ります。引張応力は k に反比例しますから k の大きな材料でできた工具を使用すると破壊の原因になる引張応力を低減できます。右図は熱クラックの長さに対する工具の熱伝導率依存性ですが、 k の高い材料でできた工具を使用するほど熱クラックの発生量を抑えることができることが判ります。即ち、引張応力の低減や熱クラックの発生量の抑制には k の値が高い材料でできた工具が有効で、金属系の材料が有利であることが判ります。

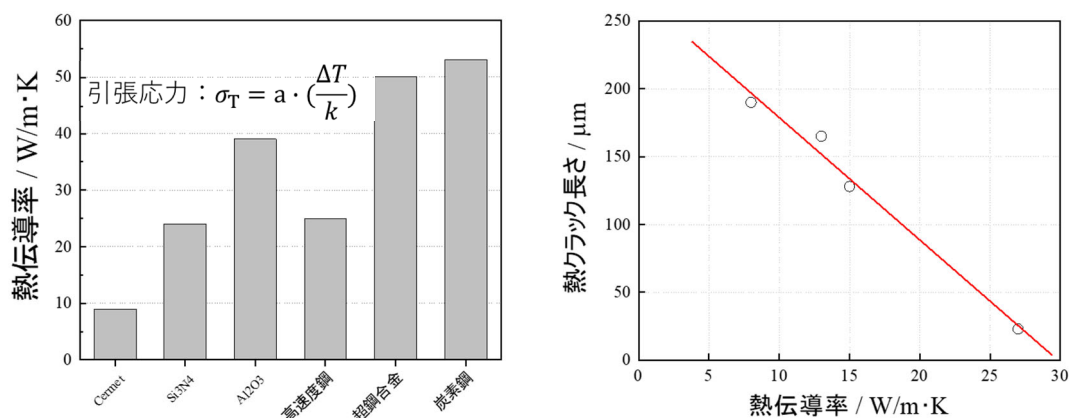


図18 様々な材料の熱伝導率 k （左）と熱クラック長の工具の熱伝導率依存性（右）

工具寿命の判定基準は旧 JIS B 4011-1959 において、逃げ面の摩耗幅 V_B とクレター摩耗深さ K_T により決められています。それぞれの定義は図19の模式図にある通りですが、前逃げ面側に摩耗 V_B が生じると、切れ刃が $V_B \cdot \tan \alpha$ だけ後退しますから、被加工材の径が大きくなり、寸法精度は低下します。一方、すくい面摩耗の進行が逃げ面摩耗に先行する場合、寿命判定基準となる摩耗はクレター摩耗深さ K_T によって決まり、基準では安全度を見越して $K_T=0.05\sim0.1$ mm に設定されています。なあ、すくい面摩耗の先行は、一般には高速切削や鉛快削鋼等の切削の場合に見られる現象ですので、これらの加工を行う際には、寿命低下を起こす可能性があります。要注意です。

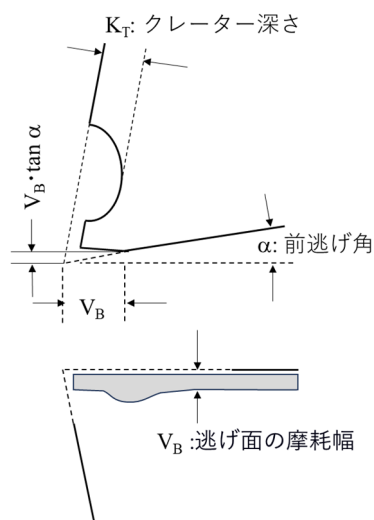


図19 工具寿命判定基準に用いられる逃げ面の摩耗幅 V_B とクレター摩耗深さ K_T

7. 終わりに

金属製品の加工に使用する工具材料は、目的用途に応じて適切な硬度と靱性が求められます。材料としては、鋼、超鋼合金、セラミックス、ダイヤモンド等がありますが、どの工具材料を使用するかは、加工の種類と被加工材の材質によって適切に選ばなければなりません。金属材料の加工では、強度と靱性のバランスに優れた高速度鋼ハイスが多用されますが、難加工性材料や高精度な加工を行う時には、炭化物や窒化物を微細分散させて強度や耐摩耗性を向上させた超鋼合金を使用します。しかし超硬合金はハイスに比べて靱性が低いため、チッピングが起り易く寿命は短くなりがちです。コーティングを施すことで高硬度化が可能ですが、それでも高い硬度が必要な場合はサーメットを使用します。そして本稿では取り上げませんでしたが、電子部品、ガラス、セラミックス等の、金属より硬質でより脆弱な材料の加工には、CBN 焼結体（立方晶窒化ホウ素）やダイヤモンド工具を用います。CBN 焼結体はダイヤモンドより硬度は劣りますが、ダイヤモンドで鋼材を加工すると加工時に発する熱（一般には 700℃以上）でダイヤモンド表面が酸化されて摩耗損傷を起こします。これは熱伝導率がダイヤモンドは約 2000 (W/m・K)であるのに対し、CBN 焼結体が約 1300 (W/m・K)と低いことが関与します。そのため硬質な鋼材の加工には、1300℃まで安定な CBN 焼結体を使用されています。

適切な加工には工具の材質選択だけでなく、工具のすくい角や逃げ面などの形状を整えることや、送り速度などの加工条件を最適化することも重要です。また、切削加工一つをとっても、旋削・フライス加工・穴あけ・平削り・中ぐり等、多種多様な加工があり、加工の種類によって適切な工具材料を選択しなければなりません。本稿では主として鋼材を対象とした金属の加工に焦点を絞りましたが、さらに詳細に勉強したい方には専門の文献を紹介しますので参考にして下さい⁶⁻⁸⁾。

参考文献

- 1) 川上優 東北大学博士論文 (2016).
- 2) O.J. Akinribide et. al., *Ceramics Inter.* 45 (2019) 21077-21090.
- 3) S. Cardinal et. al., *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 27 (2009) 521-527.
- 4) M. Aramesh et al., *Wear* 414-415 (2018) 79-88.
- 5) L.C. Hsin et al., *J. Mater. Process Technol.* 173 (2006) 359-367.
- 6) 宮川大海 金属材料工学 森北出版 (1984)
- 7) 片山昌 失敗しない被削材・工具材の見方・選び方 日刊工業新聞社 (2007)
- 8) 松澤 和夫 基礎 機械材料学 オーム社 (2022)