



入門講座

鉄鋼の日本工業規格— 1

鋼の中の鋼 —機械構造用炭素鋼 (SC) / 炭素工具鋼 (SK)—

The Steel of Steels

—Carbon Steels for Machine Structural (SC) and Carbon Tool Steels (SK)—

細谷佳弘

Yoshihiro Hosoya

(株) 特殊金属エクセル
取締役
新機能材料開発本部長

1 はじめに

炭素 (C) を不純物として極力除去した鋼種やその含有量の上限值を厳しく規制した鋼種が多い中で、C含有量で細かく規格分けされたJIS鋼種が機械構造用炭素鋼 (SC) と炭素工具鋼 (SK) である。C含有量が0.02mass%～2.0mass%の鉄と炭素の合金を「鋼」と称するため、その中で共析鋼の組成 (C : 0.8mass%) を中心値として ± 0.7 mass%の広範なC含有量 (0.08mass%～1.5mass%) をカバーするSC、SKは、正に“鋼の中の鋼”と言える。SCは、各種機械部品、自動車部品、ギア類、ベアリング部品、ワッシャーなどに、SKは、刃物および切削工具、剃刀、ゼンマイ、メリヤス針、メジャーなどに広く使用されている。これらの部品はほぼ例外無く、部品全体あるいは局部的に焼入れ・焼き戻し処理されて狙いの硬さ (強さ) と韌性 (ねばり強さ) に調質される。

そこで本稿では、SC、SKのJIS規格体系の内容と主要先進国の相当規格との比較、高炭素鋼のメタラジーで重要な焼入れ・焼き戻しについて概説した上で、SC、SKの具体的適用事例の一端を紹介する。

SC、SKに代表される高炭素鋼に関しては、これまで膨大な研究成果や開発事例が報告されており、本稿で紹介できる内容はほんの一部に過ぎない。専門の方々には甚だ物足りない内容である事をお許し頂くとともに、専門外の方々には高炭素鋼のメタラジーに関して比較的多くの頁が割かれている専門書¹⁾⁵⁾で理解を深めて頂きたい。

2 JIS 高炭素鋼の規格体系の内容と主要先進国の規格との比較

JIS規格の一般構造用炭素鋼から各種工具鋼のC含有量を、鉄-炭素二元系平衡状態図 (模式図) と対比させて図1に示す。機械構造用炭素鋼 (SC : Steel+Carbon) は亜共析組成のC : 0.08mass%～0.61mass%の範囲を、炭素工具鋼 (SK : Steel+Kougu) は亜共析組成の比較的高炭素領域から過共析領域のC : 0.65mass%～1.50mass%の範囲をカバーしている。工具鋼の中には、W、Cr、Mo、Vなどの炭化物形成元素を複合添加して更なる強靱化を図った、切削工具鋼 (SKS5、SKS11～81)、耐衝撃工具鋼 (SKS4～43)、冷間金型用鋼 (SKS3～95、SKD12～2)、熱間金型用鋼 (SKD4～8) などの規格があるが、本稿では言及しない。

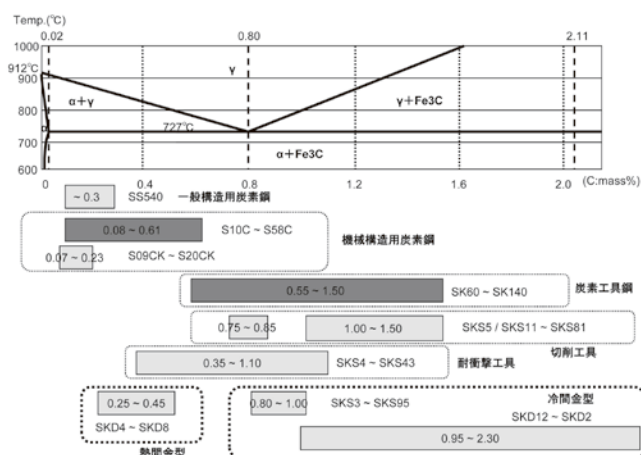


図1 鉄 (Fe) - 炭素 (C) 二元系状態図と対比させた各種JIS炭素鋼～特殊鋼材の炭素含有量範囲

SC規格には、23種類の鋼種が細かく規定されており（JIS G4051）表1に代表的な鋼種を抜粋して示す。S30C以上の鋼種に関しては、焼入れ性を保証するためマンガン（Mn）の含有量が高めに設定されている。比較的C含有量の少ないSC材（S45C以下）には、自動車部品などの複雑形状の部品に冷間成形された後、耐久性や耐摩耗性が求められる部位が局所的に高周波焼入れ処理されるケースも少なくない。またSC材には、部品成形後に浸炭処理（肌焼き処理）によって表層部のC含有量を増して焼入れ性を向上させる、SCK規格が設けられている。同規格では、浸炭処理性の観点から、銅（Cu）、ニッケル（Ni）の上限とNi+Crの上限が規定されている。

SK規格には、表2に示す11種類が規定されている（JIS G4401）。SK材の用途は比較的小物の工具類や部品類が主体であり、打抜き、曲げ、切削などの冷間加工を施された後、例外なく焼入れ・焼き戻し処理が行われる。そのため、SK規格では表3に示すように、焼きなまし条件と焼きなまし後の硬さ、焼入れ焼き戻し条件と焼入れ焼き戻し後の硬さが規格ごとに設けられている（JIS G4401）。

SC、SK共に、熱処理後の靱性に影響するリン（P）と、冷

間加工性を阻害するMnS介在物の成因となる硫黄（S）の上限値が規定されている。

表4、5に、それぞれSCとSKのJIS規格と先進工業国の相当規格を対比させて示す。各国の規格も、国際規格（ISO）に準じて規格記号にC量（mass %×100）が明記されるようになった。SCに関しては、欧州諸国の規格記号はほぼ統一されている。SKに関しては、フランスのNFとロシアのGOSTではJIS規格に相当する鋼種規格があるが、その他の欧米諸国の規格は必ずしも整合していない。

表3 JIS SKの熱処理条件と硬さ規格（JIS G 4401より抜粋）

	焼きなまし硬さ		焼入れ焼戻し硬さ		
	焼きなまし温度 (℃)	焼きなまし硬さ (HRC)	焼入れ条件	焼戻し条件	焼入れ焼戻し 硬さ(HRC)
SK140(SK1)	750~780 一徐冷	≦217	780→水冷 (標準熱処理温度: 750~810)	180→空冷 (標準熱処理温度: 150~200)	≧63
SK120(SK2)		≦217			≧62
SK105(SK3)		≦212			≧61
SK95(SK4)	740~760 一徐冷	≦207			≧61
SK90		≦207	≧60		
SK85(SK5)	730~780 一徐冷	≦207	790→水冷 (標準熱処理温度: 760~820)		≧59
SK80		≦192	800→水冷 (標準熱処理温度: 770~830)		≧58
SK75(SK6)		≦192	810→水冷 (標準熱処理温度: 780~840)		≧57
SK70		≦183			≧57
SK65(SK7)		≦183			≧56
SK60		≦183			≧55

表1 機械構造用炭素鋼鋼材（Carbon Steel for Machine Structure）のJIS成分規格（JIS G 4051より抜粋）

(mass%)							
JIS記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu, Ni
S10C	0.08~0.13	0.15~0.35	0.30~0.60	≦0.030	≦0.035	≦0.20	—
S15C	0.13~0.18						
S20C	0.18~0.23						
S25C	0.22~0.28						
S30C	0.27~0.33		0.60~0.90				
S35C	0.32~0.38						
S40C	0.37~0.43						
S45C	0.42~0.48						
S50C	0.47~0.53						
S55C	0.52~0.58						
S58C	0.55~0.61						
S09CK	0.07~0.12	0.10~0.35	0.30~0.60	≦0.025	≦0.025	Cu≦0.25 Ni≦0.20 Ni+Cr≦0.35	
S15CK	0.13~0.18	0.15~0.35					
S20CK	0.18~0.23						

表2 炭素工具鋼鋼材（Carbon tool steel）のJIS成分規格（JIS G 4401より抜粋）

(mass%)						
JIS記号	化学成分 (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	その他
SK140(SK1)	1.30~1.50	0.10~0.35	0.10~0.50	≦0.030	≦0.030	Cu≦0.25 Cr≦0.30 Ni≦0.25
SK120(SK2)	1.15~1.25					
SK105(SK3)	1.00~1.10					
SK95(SK4)	0.90~1.00					
SK90	0.85~0.95					
SK85(SK5)	0.80~0.90					
SK80	0.75~0.85					
SK75(SK6)	0.70~0.80					
SK70	0.65~0.75					
SK65(SK7)	0.60~0.70					
SK60	0.55~0.65					

表4 JIS SC規格に相当する国際規格

JIS記号	国際規格 ISO 683/1,11,14	アメリカ AISI SAE	イギリス BS 970 PART1.3 BS EN 10083-1,2	ドイツ DIN EN 10084 DIN EN 10083-1,2	フランス NF A 35-551 NF EN 10083-1,2	ロシア GOST 4543
S15C	C15E4 C15M2	1015	055M15	C15E C15R	—	—
S25C	C25 C25E4 C25M2	1025	C25 C25E C25R	—	—	—
S30C	C30 C30E4 C30M2	1030	080A30 080M30 C30 C30E C30R	—	—	30 Γ
S35C	C35 C35E4 C35M2	1035	C35 C35E C35R	—	—	35 Γ
S45C	C45 C45E4 C45M2	1045 1046	C45 C45E C45R	—	—	45 Γ
S50C	C50 C50E4 C50M2	1050	080M50 C50 C50E C50R	—	—	50 Γ
S55C	C55 C55E4 C55M2	1055	070M55 C55 C55E C55R	—	—	—
S58C	C60 C60E4 C60M2	1059 1060	C60 C60E C60R	—	—	60 Γ

表5 JIS SK規格に相当する国際規格

JIS記号	国際規格 ISO 683/1,11,14	アメリカ AISI SAE	イギリス BS 970 PART1.3 BS EN 10083-1,2	ドイツ DIN EN 10084 DIN EN 10083-1,2	フランス NF A 35-551 NF EN 10083-1,2	ロシア GOST 4543
SK120 (SK2)	TC120	W1-11 1/2	—	—	C120E3U	y12
SK95 (SK4)	TC90	W1-9	—	—	C90E2U	y10
SK85 (SK5)	TC90 TC80	W1-8	—	C80W1	C90E2U C80E2U	y8 Γ y9
SK75 (SK6)	TC80 TC70	W1-7	—		C80E2U C70E2U	y8
SK65 (SK7)	—	—	—	C70W1	C70E2U	y7

3 高炭素鋼のメタラジー

SC、SKを使いこなす上で重要なのは、焼入れ処理と焼き戻し処理工程での金属組織と機械特性の作り込みである。そこで本章では、高炭素鋼の焼入れと焼き戻しのメタラジーについて概説する。

3.1 高炭素鋼の焼入れ

SC、SKをオーステナイト (γ) 域に加熱して焼入れるとマルテンサイトに相変態し、急激な体積膨張とともに著しく硬さが上昇する。代表例として、C量が0.12mass% (S12C相当) から0.98mass% (SK95相当) までの鉄-炭素合金を972°Cに10min加熱後水冷し、その後300F (約150°C) ~1300F (約700°C) の範囲で焼き戻した時の硬さ (HV) の変化を図2⁶⁾に示す。焼入れまま (AS-QUENCHED) の硬さはC含有量とともに上昇し、0.98mass% CではHV: 900近くまで硬化する。SC規格の上限C量とSK規格の下限C量に相当する0.60mass%近傍で炭素含有量当りの硬化率が鈍化する。

焼入れ処理では、加熱時は球状化されたセメンタイトを速やかに γ 相中に溶解させ⁷⁾、冷却時はSCでは初析フェライトの析出とパーライト変態を、SKでは初析セメンタイトの析出とパーライト変態を抑制出来る冷却速度 (臨界冷却速度) 以上で冷却する必要がある。最近、Sherbyら⁸⁾が過去の膨大な研究結果を基に、これまで無拡散変態と理解されてきたマルテンサイト変態の素過程について新たなモデルを提案した。それは、HCP相中のC固溶限であるC: 0.6mass%

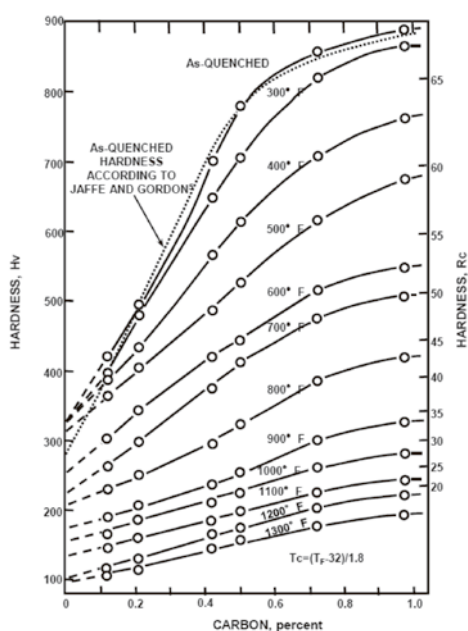


図2 鉄-炭素合金における焼き戻しマルテンサイトの硬さ⁶⁾
(Reprinted by permission of CCC)

以下では準安定のC濃化層を有するBCCマルテンサイト (Primary martensite) に、C: 0.6mass% 以上ではPrimary martensiteを経てさらにCが濃化したBCTマルテンサイト (Secondary martensite) に変態するプロセスを説明したもので、C: 0.6mass%を境とするSCとSKの焼入れ組織を理解する上で興味深い。

焼入れによるマルテンサイト変態は急激な体積膨張を伴うため、とくにSKでは焼割れや焼曲がり・焼き伸びなどの形状不良が問題となる。そのため、油焼入れや型焼入れなどによって部品全体を均一に焼入れることで、変態に伴う残留応力の発生を極力抑える工夫が必要となる。

3.2 高炭素鋼の焼き戻し

焼入れままのマルテンサイト相は非常に硬くて脆いため、調質を目的とした焼き戻し処理が行われる。焼き戻し過程では、マルテンサイト中の過飽和固溶炭素が準安定炭化物を経て次第に安定なセメンタイト (Fe_3C) に変化し、マルテンサイト中の残留オーステナイト (γ) は次第にフェライト (α) と ϵ 炭化物に分解し、さらに ϵ 炭化物はセメンタイト (Fe_3C) に変化する。長滝による炭化物の析出に着眼した1~3段階の焼き戻し過程の模式図を図3⁹⁾に示す。一連の焼き戻し過程では、第2段階で一旦体積膨張が認められる場合があるが、巨視的にはマルテンサイト変態時の体積膨張分が次第に収縮する。

図2に示したように、C含有量に関わらず焼き戻し温度の上昇とともに硬さは単調に低下するが、亜共析鋼では250°C ~350°Cの範囲で靱性値が低下する現象が知られている。代表例としてC: 0.15mass% ~0.53mass%の亜共析鋼を用いたSchraderらの結果¹⁰⁾が多くの文献で紹介されている (参考文献 (1)、p.118 図3.14参照)。同様の結果は、表6¹¹⁾に示すようにSAE1041 (C=0.37-0.44mass%) を用いた実験でも

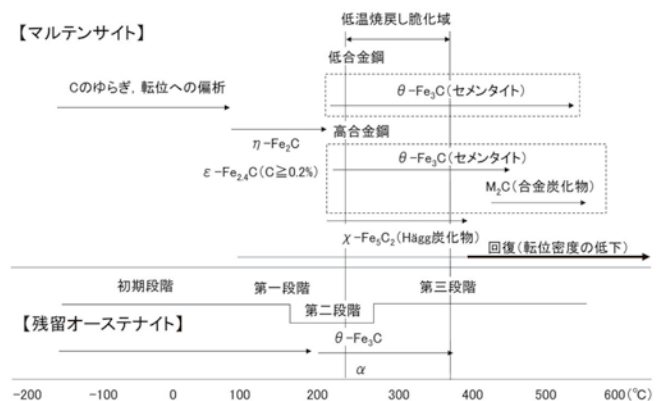


図3 マルテンサイト相の焼き戻し過程における炭化物析出に着眼した構造変化⁹⁾

確認されている。

これに対し、過共析鋼の焼き戻し過程での靱性値の変化の一例 (SK95) を図4¹²⁾に示す。過共析鋼では、亜共析鋼で認められるような特定の温度域での靱性低下は認められず、300℃以上では著しく靱性が回復する。またSK65～SK95の例では、図5¹³⁾に示すように300℃で焼き戻すことによってバネ限界値が最大となる結果が報告されており、SKを用いた部品の動的特性を設計する上での指針となる。

低温焼き戻し脆化のメカニズムに関しては、1950年代から70年代にかけて多くの研究者によって幾つもの仮説が提唱され、それらは今井らによってレビューされている¹⁴⁾。当初は焼き戻しマルテンサイト自体の脆化現象と捉えた研究も少なくなかったが、最近では、マルテンサイト界面 (旧γ粒界) に析出するフィルム状の炭化物¹⁵⁾や炭化物と隣接するフェライト相の形成¹⁶⁾に着眼したメカニズムが支持されているように思う。

焼き戻し脆化に対する亜共析鋼と過共析鋼の違いを検証するため、過共析鋼 (SK95) の焼き戻しによるマルテンサイト母

相中での微細炭化物の析出状態を詳細に調べた結果を図6に、比較としてLiらによる亜共析鋼 (C : 0.40mass%) の結果を図7¹⁷⁾に示す。同一焼き戻し温度 (400℃) で両者を比較すると、Liらの結果では粒界やラス界面に針状の炭化物が多数観察されるのに対し、過共析鋼では炭化物は粒界や相界面に関わらずマルテンサイト相中に比較的均一微細に析出する。こうしたSCとSKの炭化物の析出状態の違いが、Sherbyら⁸⁾が提案したC : 0.6mass%を閾値とした変態直後のマルテンサイト相中のHeterogeneityに起因した現象と捉えたと興味深い。

表6 SAE1041 (C≒0.40) 鋼の焼き戻しに伴う衝撃値の変化¹¹⁾
(転載許可済)

焼き戻し温度 (°C)	応力集中係数(K)が1.9の時の衝撃値 E _{1.9} (kgm/cm ²)	応力集中係数(K)が3.8の時の衝撃値 E _{3.8} (kgm/cm ²)	(E _{α=1.9}) / (E _{α=3.8})
200	13.8	1.8	7.7
300	8.0	0.5	16.0
400	20.4	7.5	2.7
600	21.8	12.7	1.7

板厚:4mm, 試験温度:0°C

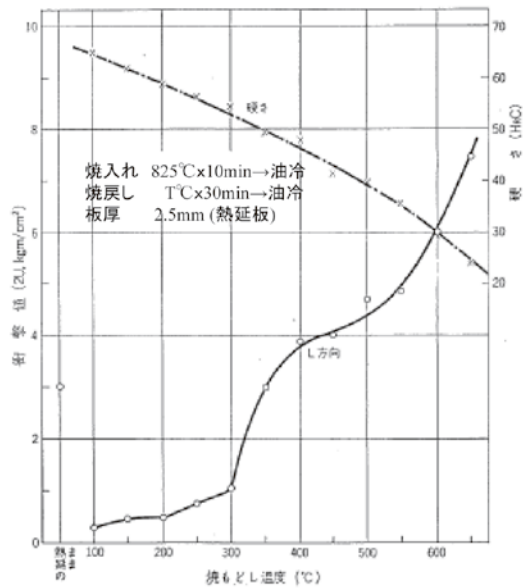


図4 SK5の焼き戻し温度と衝撃値の関係¹²⁾
(転載許可済)

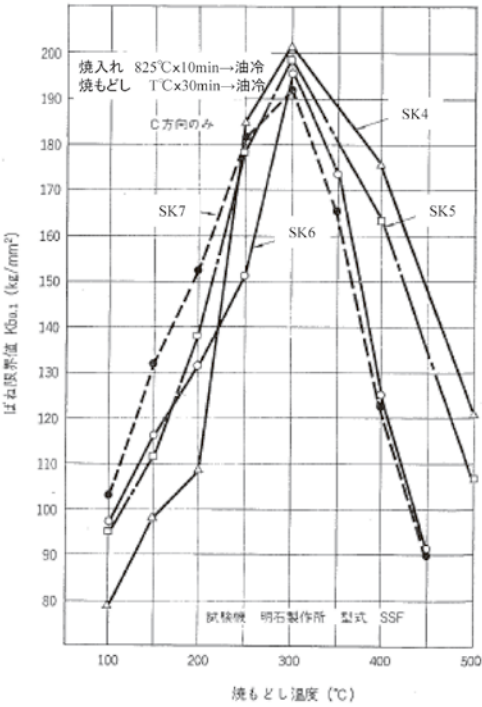


図5 SK4, 5, 6, 7の焼き戻し温度とバネ限界の関係¹³⁾
(転載許可済)

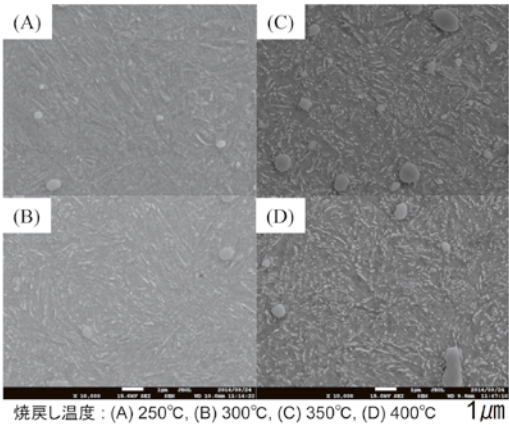


図6 SK95の焼き戻し過程でのマルテンサイト中の微細炭化物析出形態 [熱処理条件: 800℃ x15min Oil Quench - (250-400) °C x60min Temper] (© (株) 特殊金属エクセル提供)

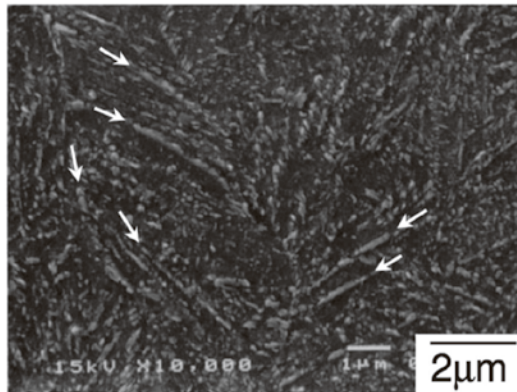


図7 C: 0.40mass% 鋼の焼き戻しマルテンサイト中の微細炭化物析出形態¹⁷⁾ [熱処理条件: 880°C x15min Oil Quench - 400°C x30min Temper] (転載許可済)

4 SC、SKの具体的適用事例と組織制御のポイント

本章では、SC材に関しては冷延集合組織を制御したS35Cの事例について、SK材に関しては極小駆動部品用に開発された微細粒組織を有するSK85 (SK5) の事例とメリヤス針に広く用いられるSK95 (SK4) の作り込みの事例について紹介する。

4.1 無方向性高炭素鋼板 (S35Cの事例)

リングギアなど自動車駆動系部品の多くは軸対称の形状であり、それらを一体成形化する場合、素材の集合組織に起因した円周方向の形状不良や肉厚変動が問題になる。そこで、面内無方向化を狙いとして開発されたS35Cの例¹⁸⁾を紹介する。

図8¹⁸⁾に円筒深絞り成形後のカップの外観と周方向の外径変化を示す。フェライト母相の集合組織制御とセメンタイトの微細分散化によって面内異方性を低減する事で、周方向の円筒形状や板厚分布が均一となり、ほぼ真円に近い軸対象部品の成形が可能になる。さらに、炭化物が均一微細分散しているため高周波焼入れ性の向上も確認されている¹⁹⁾。

4.2 超微細粒型高炭素冷延鋼帯 (SK80の事例)

球状化焼鈍した共析鋼を強圧下して適切な熱処理を行う事で、微細なフェライト母相と球状化セメンタイトからなる組織を得る事ができ、微小歯車や微細穿孔部品などへの適用が期待される。これらの部品には、打ち抜き加工時にバリやダレが発生しないことに加え、せん断面が平滑でかつ破断面との比率が安定していることが求められる。

そこで、フェライト粒径を $0.33\mu\text{m}$ まで微細粒化したSK80と、フェライト粒径が $1.44\mu\text{m}$ の通常のSK80の相マップと粒径分布を図9に、それらをポンチ径(ϕ): 0.180mmの微小ポンチで打抜いた時の打ち抜き穴内面のSEM観察像を図10

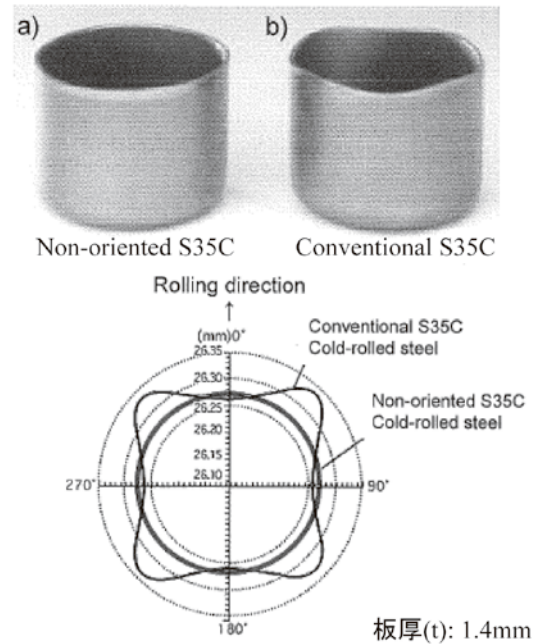


図8 円筒深絞り成形後のカップの外観と周方向の外径変化¹⁸⁾ (転載許可済)

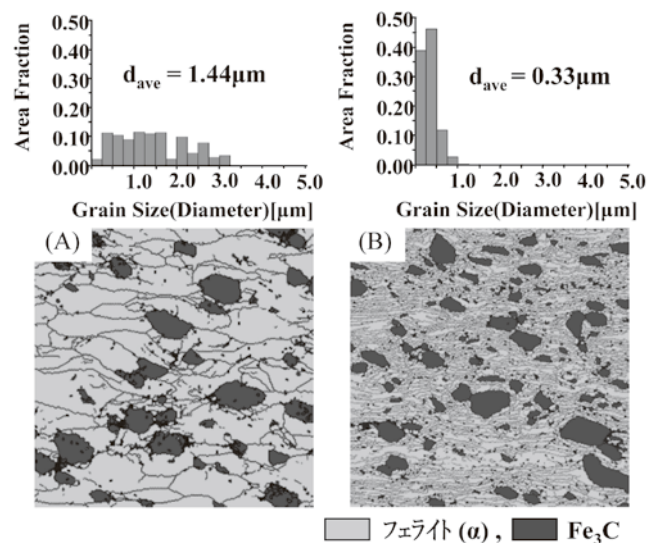


図9 球状化焼鈍したSK80の従来材と微細粒材のEBSD分析による相マップと粒径分布 (© (株) 特殊金属エクセル提供)

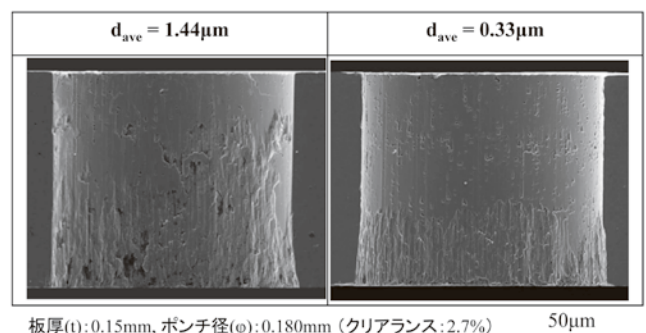


図10 球状化焼鈍したSK80の従来材と微細粒材の微細打抜き端面の状態 (© 小松精機工作所 (株) 提供)

(協力：小松精機工作所 (株)) に示す。球状化セメンタイトのサイズと分布はほぼ同じであっても、フェライト母相を微細粒化する事で、通常のS80Cに比べて剪断面と破断面の比率が周方向でほぼ均一となり、せん断面も平滑になる。さらに、微細粒化によって、打抜き端部のバリやダレの軽減や部品形状などの改善が確認されている。

4.3 メリヤス針 (SK95の事例)

メリヤス針は数千本が一台の編機にセットされ、高速で往復運動を繰返しながら糸をたぐり寄せてメリヤス地を編む。メリヤス針としては、糸を引き寄せるフック部には耐疲労特性や耐衝撃性などに加えて糸との摺動部の摩滅が少ないことが、駆動部と接触する針本体部には十分な強度との耐摩耗性が求められる²⁰⁾。

素材からメリヤス針への加工は40工程以上に及ぶケースもあるが、熱処理前の主要工程を図11に抜粋して示す。打抜き (せん断加工)、切削、伸線、かしめ、曲げなどの多種多様な塑性加工は、過共析鋼にとっては極めて厳しい加工であるため、素材自体の清浄度に加えて加工前の硬さや球状化炭化物の形状やサイズの制御が重要になる。さらに、打抜き型や切削工具の損傷に対しても素材の硬さや炭化物の形態制御が求められる。針形状に加工後は、焼入れ・焼き戻し処理によって所定の硬さに調整されるが、焼入れに伴う焼き曲りや焼き伸びと称される形状不良が発生しないことが必須となる。

代表的なメリヤス針用素材の組織とコイル長手方向の板厚分布を、組織制御前 (受け入れままの熱延鋼帯) と比較して図12に示す。厳密に管理された温度での複数回の焼鈍と高精度の冷間圧延を繰り返す事で、パーライト組織を分断しながらフェライト母相に微細な球状化セメンタイトが均一分散

した組織に制御して出荷され、需要家で図11に示した各種冷間加工とその後の熱処理に供される。

5 おわりに

永年、低炭素鋼や極低炭素鋼の研究に携わってきた著者にとって、改めてSC、SKに代表される高炭素鋼が、鉄鋼材料の本質を理解する上での原点である事を再認識させられる。永年の研究開発の歴史と膨大な研究成果に裏付けられた分野ではあるが、先端の物理解析機器や各種3D、4D構造解析手法を駆使したパーライト組織の微細構造とその力学特性の再評価^{21, 22)}や、超微細パーライト組織による鋼の強化の極限へ

主要加工工程抜粋 ①→⑧	加工 様式	品質上の課題
①メリヤス針外形型抜き	プレス 加工	・針形状 (曲り、捻じれ) ・せん断端面のバリ、ヘタリ ・型寿命
②針本体のミーリング	切削	・被切削性 ・切削工具寿命
③針先端の伸線加工 (スウェージング)	伸線 (鍛造)	・介在物性の割れ、疵 ・針先端の捻じれ
④針先端の円錐状加工	切削	・被切削性
⑤べら挿入用溝加工	切削	・被切削性 ・切削工具寿命
⑥溝部スリット加工	切削	・被切削性 ・スリット面の仕上がり
⑦べら取り付け	カシメ	・カシメ部割れ
⑧針先端のフック加工	曲げ	・フック割れ ・フック形状 ・フック表面疵

図11 メリヤス針主要製造工程における加工様式と品質上の課題 (抜粋)

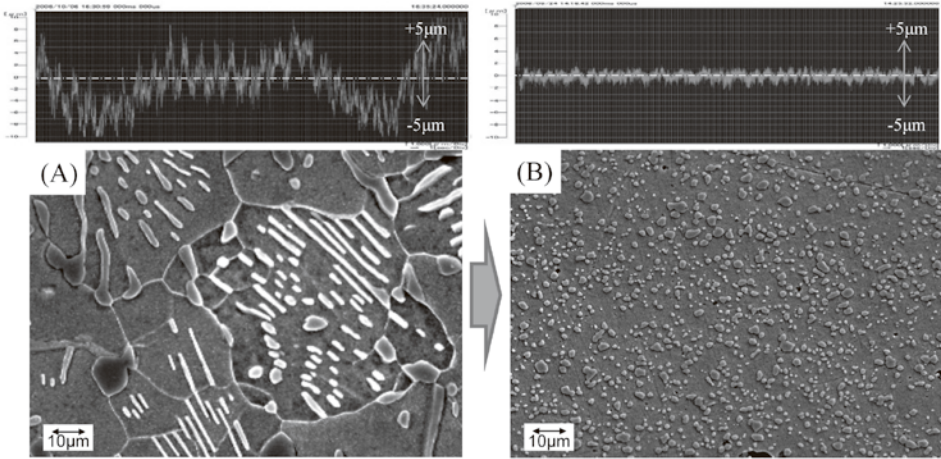


図12 メリヤス用高 cleanliness SK95の作り込み事例
(A) 受け入れまま熱延鋼帯の板厚分布と炭化物組織
(B) 複数回の圧延と熱処理で作り込んだメリヤス針素材の板厚分布と炭化物組織
(© (株) 特殊金属エクセル提供)

の挑戦^{23, 24)} など、再び高炭素鋼のメタラジーが多くの研究者の興味を引きつけている。先達によって明らかにされた高炭素鋼のメタラジーの普遍性は疑うべくも無いが、それらが非常に古いデータであることも事実である。製鋼技術の進歩によって鋼の清浄度や微量元素の狭レンジ制御が可能になった今日、最新の物理解析機器を駆使して高炭素鋼に関する従来のデータの再検証と未解明の現象解明に取り組む事で、従来見えなかった（見る事が出来なかった）鉄鋼材料の深淵が見えてくるような予感がする。

参考文献

- 1) 日本熱処理技術協会編著：入門・金属材料の組織と性質 第2版, 大河出版, (2006)
- 2) 矢島悦次郎他：若い技術者のための機械・金属材料第2版, 丸善, (2004)
- 3) 講座・現代の金属学 材料編第4巻「鉄鋼材料」, 日本金属学会, (1985)
- 4) W.C.Leslie : The Physical Metallurgy of Steels - International Student Edition, Pub. by McGraw-Hill Inc., (1983)
- 5) 小柴定雄：“工具材料”上下, 丸善, (1956)
- 6) R.A.Granger, C.R.Hribal and L.F.Porter : Metall.Trans.A, 8A (1977) , 1775.
- 7) 中野 平, 横山忠正, 川谷洋司：鉄と鋼, 62 (1976) 6, 91.
- 8) O.D.Sherby, J.Wadsworth, D.R.Lesuer and C.K.Syn : Materials Transactions, 49 (2008) 9, 2016.
- 9) 長滝康伸：東北大学学位論文・工博第4808号, (2013) .
- 10) H.Schrader, H.J.Wiester and H.Siepmann : Arch. Eisenhutt, 21 (1950) , 21.
- 11) 特殊鋼倶楽部「特殊鋼ガイド」編集委員会編：特殊鋼, 27 (1978) 6, 31.
- 12) 特殊鋼倶楽部「特殊鋼ガイド」編集委員会編：特殊鋼, 27 (1978) 6, 14 .
- 13) 特殊鋼倶楽部「特殊鋼ガイド」編集委員会編：特殊鋼, 27 (1978) 6, 12.
- 14) 今井勇之進, 佐藤剛旦：日本金属学会会報, 8 (1968) 3, 186.
- 15) R.M.Horn and R.O.Ritchie : Metall.Trans.A, 9A (1978) , 1039.
- 16) L.J.Klingler, W.J.Barnett and R.P.Frohberg : Trans. ASM, 46 (1954) , 1557.
- 17) J.Li, T.Ohmura and K.Tsuzaki : Materials Transactions, 46 (2005) 6, 1301.
- 18) 藤田 毅, 中村展之, 占部俊明, 奥田金晴, 細谷佳弘：日本金属学会誌, 68 (2004) 8, 568.
- 19) 藤田 毅, 中村展之, 占部俊明, 細谷佳弘：まてりあ, 40 (2001) 3, 283.
- 20) ふえらむ“日本のものづくり力”, 17 (2012) 5, 250.
- 21) Y.T.Wang, Y.Adachi, K.Nakajima and Y.Sugimoto : ISIJ Int., 52 (2012) 4, 697.
- 22) 中田伸生：まてりあ, 50 (2011) 3, 112.
- 23) T.Furuhara, E.Sato, T.Mizoguchi, S.Furimoto and T.Maki : Mate.Trans., 43 (2002) 10, 2455.
- 24) A.Shibata, S.Daido, D.Terada and N.Tsuji : Materials Transactions, 54 (2013) 9, 1570.

(2014年10月8日受付)