

冷間加工した高Cr型肌焼鋼の浸炭時オーステナイト粒形成挙動の解明

藤松 威史*・橋本 和弥*・平岡 和彦*・福本 信次*²・山本 厚之*²

Clarification of Austenite Grain Formation Behavior during Carburizing of Cold-worked High-chromium Carburizing Steel

Takeshi FUJIMATSU, Kazuya HASHIMOTO, Kazuhiko HIRAOKA, Shinji FUKUMOTO and Atsushi YAMAMOTO

Synopsis : It is known that austenite grain coarsening during carburizing is likely to occur in cold-forged steel parts. We estimate that carbide morphology of spheroidizing annealed microstructure prior to cold forging have an influence on the austenite grain coarsening behavior strongly through the ferrite recrystallization during heating to carburizing temperature. In this study, the formation of austenite grain during heating for carburizing of the cold-upset carburizing steel containing higher Cr than conventional JIS SCR420 was investigated. The carburizing steel with 2.1 mass% Cr showed relatively uniform distribution of spheroidized carbides after spheroidizing prior to cold working. It contained much less lamellar carbides than JIS SCR420 with almost 1 mass% Cr. This spheroidizing annealed microstructure is likely to deform more uniformly during cold working than lamellar carbide bearing microstructure. Consequently, both recrystallized ferrite grain and subsequent austenite grain were formed relatively coarse and uniform during heating for carburizing. Because of its higher austenite grain coarsening temperature, the carburizing steel with 2.1 mass%Cr is suitable for the combined processes of cold forging and carburizing. In this steel, the formation of spherical carbide at ferrite and austenite interface occurs preferentially during spheroidizing and as a result, few lamellar carbides are observed.

Key words : carburizing steel; cold forging; spheroidizing; austenite grain coarsening; recrystallization.

1. 緒言

自動車駆動系部品には、浸炭鋼が、機能の高さや汎用性の点から多く用いられている。また近年において材料歩留り改善、プロセス簡略ならびにCO₂排出量抑制の視点から部品加工方法として冷間鍛造の採用が増えてきている。冷間鍛造と浸炭処理の組合せは、結晶粒微細化による部品の高強度化に期待ができるので、資源保護やコスト低減の面から、Ni、Moなどの稀少元素に頼らない高強度化方策として昨今の状況下では指向されるべき工法であると言える。一方、冷間鍛造品に、焼ならしや焼なましを経ずに直接的に浸炭処理を施すと浸炭中にオーステナイト結晶粒が粗大化し易くなることが経験的に知られている。このメカニズムは十分に解明されているとは言えず、同工法のメリットが有効に活かされていないのが実状である。

関連の従来知見として、冷間加工材の昇温過程におけるフェライト再結晶挙動が、その後の浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化に影響を与えていること^{1),2)}や母相中の第二相が再結晶に影響を及ぼすこと^{3),4)}が報告されている。これらの知見に基づけば、浸炭鋼において一般的に冷間鍛

造前に付与される球状化焼なまし組織の状態、すなわち第二相粒子である炭化物の存在状態がフェライト再結晶を介して浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化挙動に対して強く影響を及ぼすことが推定される。

本研究では、冷間鍛造と浸炭処理との組合せ工程を想定し、オーステナイト結晶粒粗大化のメカニズム提示とそれに基づく材料対策の立案を目指している。実験の供試材は、上記の推定に基づきJIS SCR420をベースとして球状化焼なまし組織の形成に強く影響を及ぼすと予測されるCrを増量する方向で変化させた。

2. 実験方法

2.1 供試材の調製とミクロ組織観察

Table 1に示す化学組成の鋼を真空高周波誘導溶解炉にて溶製し100kgの鋼塊を得た。A鋼は本実験のベース鋼であり、JIS SCR420に相当しCrを0.9mass%含有する。B、CならびにD鋼は各々Cr量を1.5、1.4ならびに2.1mass%としてベース鋼に対して増量している。また、C、D鋼ではCr増量による焼入れ性の過剰な増加を抑制する狙いで、

平成20年8月19日受付 平成20年10月20日受理 (Received on Aug. 19, 2008; Accepted on Oct. 20, 2008)

* 山陽特殊製鋼(株)研究・開発センター軸受・構造用鋼グループ (Bearing & Engineering Steel Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji 672-8677)

*2 兵庫県立大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, University of Hyogo)

各々のMn量をベース鋼に対して0.4ならびに0.35mass%に低減している。また、これらの鋼において浸炭時の結晶粒界をピン止めする効果のあるAlNの量に差を生じさせないために、Al, N量を極力同程度に調整している。

Fig. 1に示す順序で供試材の加熱・加工を行なった。まず、溶製した実験鋼塊を1523Kで18ks加熱後に直径65mmの棒鋼に鍛伸した。次に、1173Kで10.8ks保持後に空冷する焼ならしを実施した。次いで、冷間加工前処理として一般的な球状化焼なましを施した。なお、本報ではA₁点以上の温度に加熱後に徐冷して炭化物を析出させる徐冷法^{5,6)}によって、球状化焼なましの最高加熱温度は、いずれの鋼種もフェライト-オーステナイトの2相温度域である1068Kとした。その温度で7.2ks保持後に徐冷を行い、923Kから空冷した。球状化焼なまし後に供試材を鏡面研磨して、5%ナイタールで腐食したのち、光学顕微鏡、および走査型電子顕微鏡(SEM)でマイクロ組織を観察した。冷間加工は、実際の部品の冷間鍛造に近い冷間据え込み加工により行なった。まず、球状化焼なましをした直径65mmの棒鋼の中周部付近から、切削加工により直径14mmで長さ21mmの円柱型試験片を作製した。試験片の長さ方向は母材の鍛伸方向と一致させた。万能試験機を用いて試験片に高さ比で70%の冷間据え込み加工を施した。試験片形状や冷間据え込み方法は、日本塑性加工学会冷間鍛造分科会基準⁷⁾に準じて行なった。次に、冷間据え込み加工材を浸炭温度まで昇温する過程での再結晶フェライト粒とオーステナイト粒を観察した。再結晶フェライト粒観察のため、70%冷間据え込み試験片を4分割した1片を後述の2.2節の擬似浸炭試験と同じく300K/hの速度で昇温して、フェライトの再結晶が十分に起こる1003Kで600s保持後に水冷する熱処理を行った。熱処理後の試験片断面を鏡面研磨して、5%ナイタール溶液で腐食した。その後、光学顕微鏡によりFig. 2に示す試験片中周部の100μm×100μm内の再結晶フェライト

粒をTD方向から観察した。この観察位置は、筆者らの経験から浸炭時のオーステナイト結晶粒の粗大化が起こりやすいことに基づいて選択した。また、炭化物周囲の再結晶フェライト粒をSEMにより観察した。次に、同じ試料をコロイダルシリカ溶液を用いて再び鏡面研磨した。そして、光学顕微鏡観察と同一視野の再結晶フェライト粒をSEMに付属の電子後方散乱パターン(EBSP)測定装置を用いて観察した。観察倍率は500倍とした。EBSP測定装置および測定ソフト、解析ソフトはいずれもTSL社製のものを使用した。また、浸炭温度への昇温過程におけるオーステナイト粒を観察評価するために、70%冷間据え込み試験片を4分割した1片を後述の2・2節の擬似浸炭試験と同じく300K/hの速度で昇温し、A鋼では1083K、B~D鋼では1123Kでそれぞれ1.8ks保持後に水冷する熱処理を行なった。なお、A鋼のみオーステナイト化温度を1083Kとしたのは、B~D鋼と同様の1123Kで熱処理すると、後述するオーステナイト結晶粒粗大化の指標とした結晶粒度番号3番には達しないものの結晶粒粗大化が見られたためである。熱処理後の試験片の断面を鏡面研磨後、飽和ピクリン酸溶液で腐食して旧オーステナイト粒界を現出させた。次いで、再結晶フェライト粒と同様の観察位置を光学顕微鏡により倍率400倍で観察した。

2.2 オーステナイト結晶粒粗大化温度の測定

Crを増量した肌焼鋼の浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化温度を確認するため、擬似浸炭試験を行った。この試験は、浸炭処理のヒートカーブのみを模擬し、実際には浸炭せずに結晶粒度観察を行なう慣例的な方法である。まず、70%冷間据え込み加工したA~D鋼の試験片を4分割した1片を300K/hで昇温して、1123K、1148K、および1173Kの各温度で10.8ks保持後に水冷する熱処理を実施した。その後、前述の2・1節に示したオーステナイト粒径観察と同様の手法でオーステナイト粒界を現出させて光学顕

Table 1. Chemical compositions of the steels used. (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
A	0.22	0.21	0.80	0.014	0.006	0.10	0.92	0.022	0.0179
B	0.22	0.22	0.84	0.015	0.012	0.10	1.53	0.023	0.0185
C	0.22	0.21	0.40	0.014	0.011	0.10	1.39	0.022	0.0183
D	0.23	0.21	0.35	0.014	0.012	0.10	2.12	0.022	0.0181

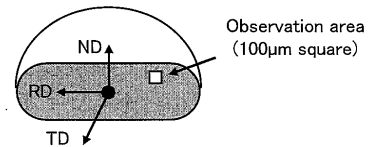


Fig. 2. Definition of specimen directions and observation area; ND: normal direction, RD: rolling direction, TD: transverse direction and direction of EBSP observation.

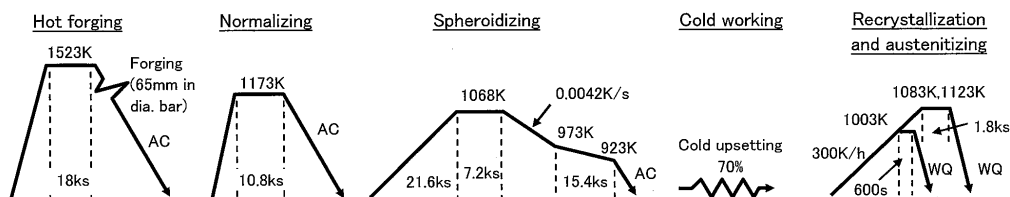


Fig. 1. Schematic diagram of thermal and mechanical process. Recrystallizing temperature is 1003K. Austenitizing temperature is 1083K for Steel A, 1123K for Steel B, Steel C and Steel D.

微鏡で観察した。本報では、光学顕微鏡観察にて結晶粒度番号で3番相当の粗粒が認められた温度をオーステナイト結晶粒粗大化温度とした。

3. 実験結果および考察

3.1 球状化焼なまし組織

冷間加工前の球状化焼なまし組織を Fig. 3, および Fig. 4 に示した。マイクロ組織は, Fig. 3 に見られるようにいずれの供試材もフェライトと炭化物の混合組織であった。Cr 量が最も高い D 鋼は A~C 鋼に比べて炭化物がより均一に分散しているようであった。また, Cr 量が 0.9~1.5 mass% の A~C 鋼では, Fig. 4(a)~(c) のように球状炭化物とラメ

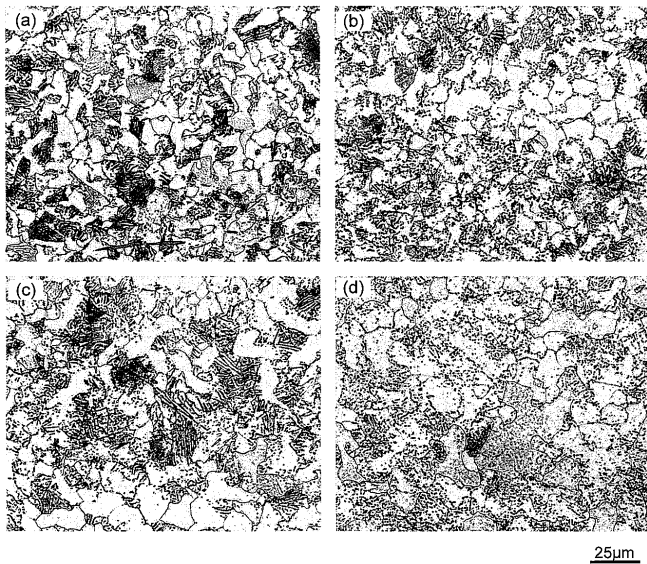


Fig. 3. Optical microstructures of the spheroidizing annealed steels. (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D.

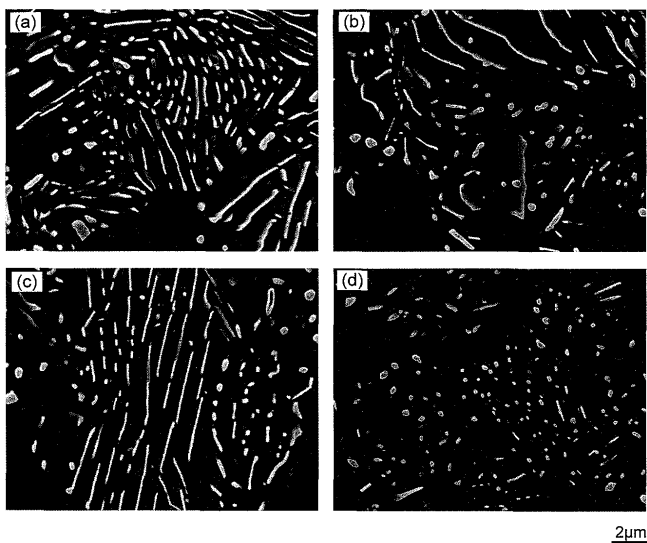


Fig. 4. Scanning electron micrographs of the spheroidizing annealed steels. (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D.

ラー状炭化物が観察された。一方, Cr 量を 2.1 mass% に増量した D 鋼では Fig. 4(d) のように球状炭化物が主体になっており, ラメラー状炭化物は非常に少なかった。本実験条件下では, Cr を 2.1 mass% に増量した D 鋼でのみ, このような球状炭化物を主体とする球状化焼なまし組織が得られており, 炭化物の球状化に対して Cr が有益な作用をもたらしたのではないかと推測される。本報で用いた肌焼鋼とは炭素量が大きく異なるが, 0.8% C 鋼を用いた研究において, Cr 量が多いと炭化物の球状化が容易になるとの報告例がある^{8,9)}。なお, 球状化焼なまし後の結晶粒径に関し, A, B 鋼に対して Mn 量を低減した C, D 鋼は結晶粒径がやや粗い。これは, 球状化焼なまし前の焼ならしの時点で比較的粗いフェライト-パーライト組織が形成されるためとみられる¹⁰⁾。

3.2 再結晶フェライト粒

再結晶フェライト粒の観察結果を Fig. 5~7 に示す。Fig. 5 の光学顕微鏡写真では, A, D 鋼ともに視野内に非常に多くの炭化物を含んでいるため, 再結晶フェライト粒が明瞭には観察できない。そこで, Fig. 6(a) と (d) に示す光学顕微鏡写真と同一視野の EBSP 像を見ると, D 鋼 (2.1 mass% Cr) の平均再結晶粒径は 6.6 μm であり, A 鋼 (0.9 mass% Cr) の 4.8 μm より明らかに大きく, かつ大きさもより均一であることが見出された。一方の A 鋼には再結晶が非常に微細な部分が見られた。同様の部分は Fig. 6(b), (c) に示した B, C 鋼にも見られた。加えて B, C 鋼の平均再結晶粒径は, A 鋼とほとんど差が無かった。B 鋼は A 鋼に対して Cr を 1.5 mass% 程度に増量している。また, C 鋼は B 鋼に対して Mn 量を 0.4 mass% に低減している。これらの成分変更では, 2.1 mass% Cr の D 鋼のように再結晶を比較的大きく, かつ均一に形成させる効果が無いことが分かった。A~C 鋼における微細な再結晶は, Fig. 7(a)~(c) に示すように微細な炭化物が規則的に並んだ箇所の周辺に認められた。このような部分は, 冷間加工前の時点では Fig. 4(a)~(c) に見られたラメラー状炭化物が存在した箇所であったと推測される。なお, Fig. 7(a)~(c) でラメラー状炭

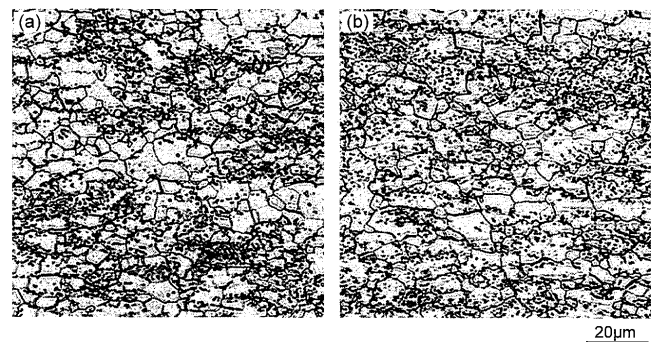


Fig. 5. Optical microstructures of cold recrystallized ferrite of 70% cold-upset cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) Steel A, (b) Steel D.

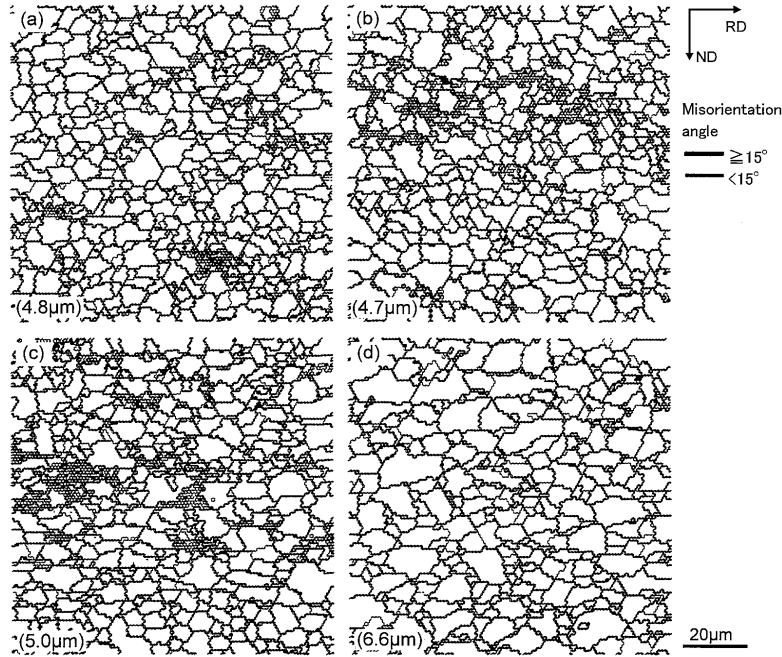


Fig. 6. Observation results by EBSD analysis of recrystallized ferrite of 70% cold-upset cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. Average recrystallized ferrite grain diameter is shown in parenthesis. (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D.

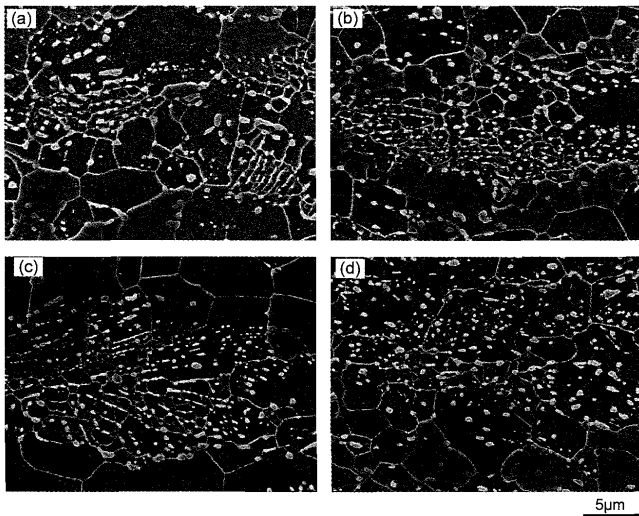


Fig. 7. Scanning electron micrographs of recrystallized ferrite of 70% cold-upset cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) Steel A, (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D.

化物が微細に分断されているのは、強く冷間加工された後に昇温する過程を経ることで球状化が進んだものと考えられる。一方、Fig. 7(d)に示すようにD鋼の球状炭化物周辺には微細な再結晶は見られなかった。すなわち、A~C鋼とD鋼の炭化物形状の違いが、フェライトの再結晶挙動を左右したとみられる。再結晶に及ぼす炭化物形状の影響は次のように推定される。球状炭化物は冷間加工時に母相に追従して動きやすい。したがって、D鋼のように球状炭化物を主体とする球状化焼なまし組織では、母相に比較的均一なひずみが加わるので、その後の昇温過程で再結晶フェ

ライト粒が大きく、かつ均一に形成されやすかったとみている。一方、ラメラ状炭化物が存在する部分は、母相より硬くて変形しにくい部分であるので、冷間加工の過程で不均一な変形を助長したことが予想される。その結果としてもたらされた不均一なひずみが、A~C鋼に見られるようにラメラ状炭化物周辺で再結晶フェライト粒を局部的に微細化させたと推測する。再結晶に及ぼす第2相粒子の影響に関する従来研究では、粒子が大きいくほど再結晶核になりやすいと言われている¹¹⁾。また、粒子対や粒子群の所では再結晶が起こりやすい^{4,12,13)}。さらに温間加工の事例であるが、ラメラ状炭化物を含む組織は、微細な球状炭化物を含む組織よりも動的再結晶しやすいとの報告がある¹⁴⁾。また、第2相粒子が微細なときは、むしろ再結晶を抑制することが知られる。その粒子の大きさは、例えばアルミニウム合金の再結晶の場合では0.5 μm 以下と報告されている¹⁵⁾。これらの知見からも、冷間加工前にラメラ状炭化物を少なくして、微細な球状炭化物が均一に分散した焼なまし組織を形成させておけば、再結晶が大きく、かつ均一に形成されやすいことがうかがえる。本実験によれば、肌焼鋼でそのような球状化焼なまし組織を得るには、Cr量が0.9~1.5 mass%では十分では無く、2.1 mass%程度の添加が必要であることが分かった。

3.3 高Cr型肌焼鋼の浸炭時のオーステナイト粒形成挙動

冷間加工後、浸炭温度まで加熱する過程で形成された旧オーステナイト粒をFig. 8に示す。Fig. 8において、高Cr型のD鋼の平均オーステナイト粒は11.2 μm であり、A~C

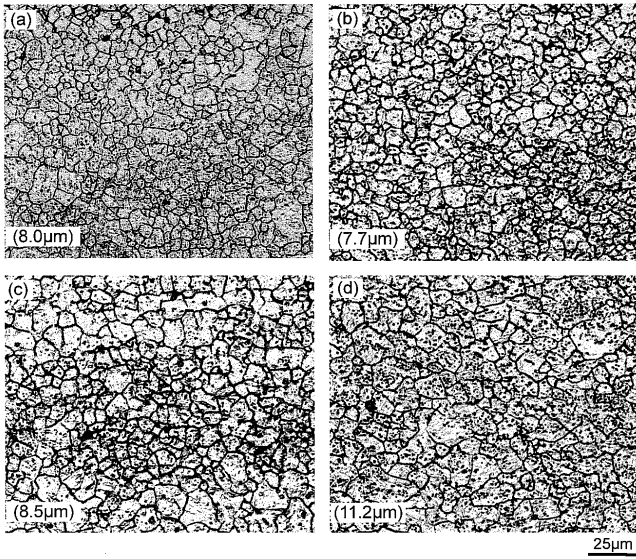


Fig. 8. Prior austenite grain of 70% cold-upset cylindrical specimen heat treated at T(K) for 1.8 ks and quenched in water. T=1083K for (a) Steel A, T=1123K for (b) Steel B, (c) Steel C, (d) Steel D. Average austenite grain diameter is shown in parenthesis.

鋼の8 μm 前後に比べて大きかった。また、粒径のばらつきも小さいようであった。この平均オーステナイト粒径の大小は、Fig. 6に示した平均再結晶フェライト粒径の大小と対応しているため、浸炭時のオーステナイト粒形成がそれに先立つ再結晶フェライト粒の影響を強く受けたことは明らかである。さらには、再結晶フェライト粒が球状化焼なまし組織中の炭化物に影響を受けたことは前述の通りである。すなわち、高Cr型肌焼鋼(2.1 mass% Cr)において球状化焼なまし後に球状炭化物が比較的均一に分散した組織が形成されることが、結果として浸炭時のオーステナイト粒を比較的大きく、かつ均一に形成させる効果をもたらすことが明らかとなった。

3.4 オーステナイト結晶粒粗大化温度

オーステナイト結晶粒粗大化温度の測定結果をTable 2に示す。また、参考として擬似浸炭試験後のマイクロ観察結果をFig. 9に示す。オーステナイト粒が比較的大きく、かつ均一に形成された高Cr型のD鋼では、目論見通りA~C鋼に比べてオーステナイト結晶粒粗大化温度が少なくとも50K向上した。結晶粗大化抑制効果は、浸炭時のオーステナイト粒径が比較的大きいことによって、加熱中のオーステナイト粒成長の駆動力となる粒界エネルギーが減少する¹⁶⁾ことでもたらされたとみられる。本結果から、Crを2.1 mass%に増量した高Cr型肌焼鋼は、従来のJIS SCR420よりも冷間鍛造と浸炭を組合せたプロセスに適していると言える。また、高Cr型肌焼鋼は浸炭時に均一なオーステナイト粒が形成されるので、浸炭部品の高強度化にも寄与することが期待される。

Table 2. Austenite grain coarsening temperature of 70% cold-upset specimen.

Steel	Grain coarsening temperature (K)
A	1123
B	1123
C	1123
D	1173

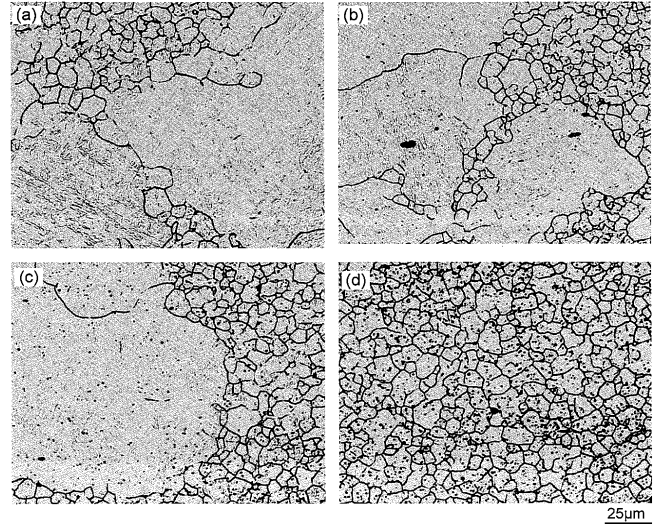


Fig. 9. Prior austenite grain of 70% cold-upset cylindrical specimen heat treated at T(K) for 10.8 ks and quenched in water. T=1123K for (a) Steel A, (b) Steel B and (c) Steel C. T=1148K for (d) Steel D.

3.5 球状化焼なまし組織形成に及ぼすCrの影響

Cr増量は球状化焼なまし時の炭化物の球状化を促進する作用をもたらした。そこで、球状化焼なまし組織形成に及ぼすCrの影響を明らかにするため、高Cr型のD鋼(2.1 mass%Cr)とラメラ状炭化物が見られたA鋼(0.9 mass%Cr)の球状化焼なまし過程をSEMにて観察した。観察にあたり、Fig. 1の球状化焼なまし条件で熱処理を行い、フェライトとオーステナイトの2相域の1068Kから徐冷する過程の各温度から水冷してマイクロ組織の凍結を図った。この徐冷過程でのフェライト変態開始温度 A_{r3} 点は、A鋼で1025K、D鋼で1042Kであった。そこで、徐冷中の急冷開始温度をA鋼で993、983、および973Kとし、D鋼では1043、1033、1023、および1013Kと定めた。Fig.10~Fig.12に得られたSEM観察像を示す。なお、マイクロ組織中でマルテンサイトの部分は、急冷開始時点ではオーステナイトであった部分に相当する。Fig.10(a), (d)に示すように、A鋼で993Kから、D鋼で1043Kからそれぞれ急冷した組織中には炭化物はほとんど見られない。この温度では、Fig.11のD鋼で代表して示すようにオーステナイト(図中ではマルテンサイト)中に炭化物の核となるような析出物は残存していなかった。A鋼については写真を示していないが、D鋼と同様に析出物の残存は見られなかった。これより急冷開始温度が10K低い場合では、

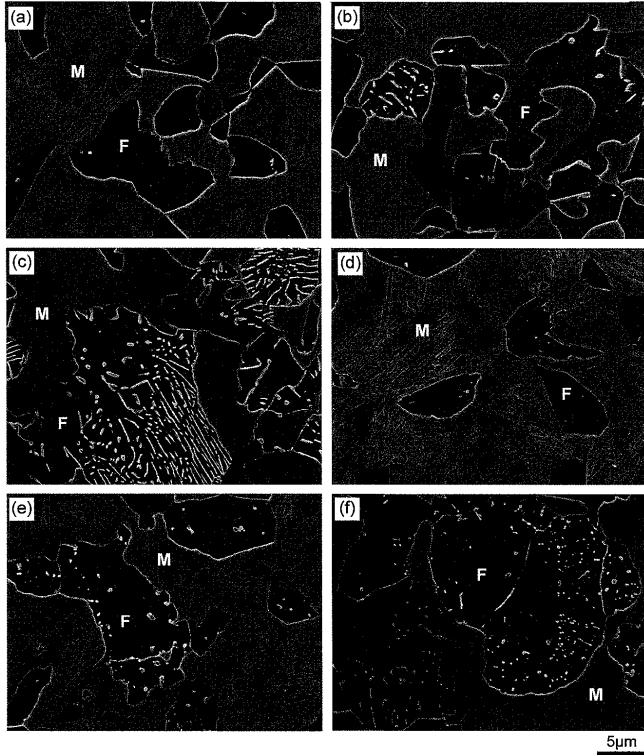


Fig. 10. Scanning electron micrographs of specimen water quenched during spheroidizing from (a) 993K, (b) 983K, (c) 973K for Steel A, (d) 1043K, (e) 1033K, (f) 1023K for Steel D. M represents martensite transformed from austenite by quenching and F represents ferrite.

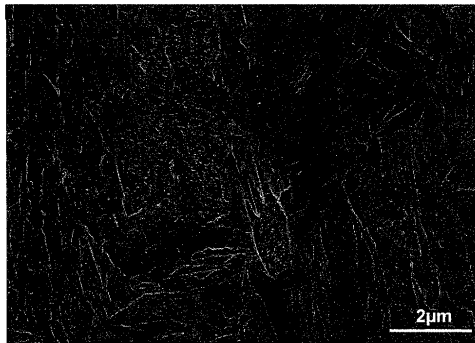


Fig. 11. Scanning electron micrograph of martensite structure in Steel D, which transformed from austenite by quenching from 1043K during spheroidizing.

Fig.10(b), (e)に示すようにA, D鋼とも炭化物がフェライト中に析出しているのが観察された。このときのD鋼における炭化物析出開始温度はA鋼より50K程度高かった。A, B鋼におけるこれらの炭化物は, Fig.12に矢印で示すようにオーステナイトとフェライトの界面での反応によって球状に近い形態で生成したものとみられる。特に, Fig.12(c)に示したように1013Kから急冷したD鋼のマイクロ組織には, このような炭化物形成が数多く観察される。また, この時点でのD鋼の光学顕微鏡組織をFig.13に示すとともに, マルテンサイトの部分 (Fig.13中では濃く腐食されている部分) を矢印で図中に示した。このマルテンサイトが1013Kからの急冷によってオーステナイトから変態したものとみれば, この温度で残存していたオーステナイトの量は少ないと考えられる。すなわち, 大部分の箇所では炭化物の球状化がほぼ完了しているとみられる。一方, Fig.10(c)に示した973Kから急冷したA鋼のマイクロ組織には, 共析反応で析出したとみられるラメラ状炭化物が観察された。D鋼の球状化焼なまし後の組織中にこのようなラメラ状炭化物が非常に少ないことは前述した通りである。したがって, Crを2.1mass%に増量した高Cr型肌焼鋼をフェライト-オーステナイトの2相温度域で加熱後, 徐冷する方法で球状化焼なましした場合に, ラメラ状炭化物が非常に少なく, 球状炭化物主体の球状化焼なまし組織が得られたのは, 観察されたようなフェライト-オーステ

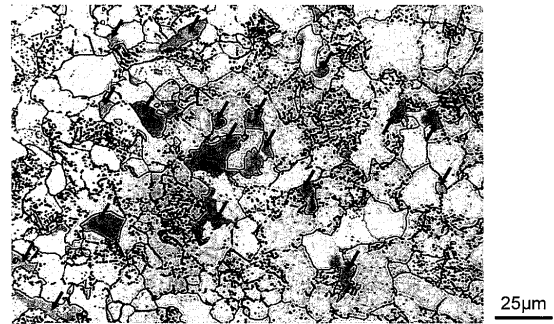


Fig. 13. Optical microstructure of Steel D water quenched from 1013K during spheroidizing. Martensite transformed from austenite by quenching was observed as indicated by arrows.

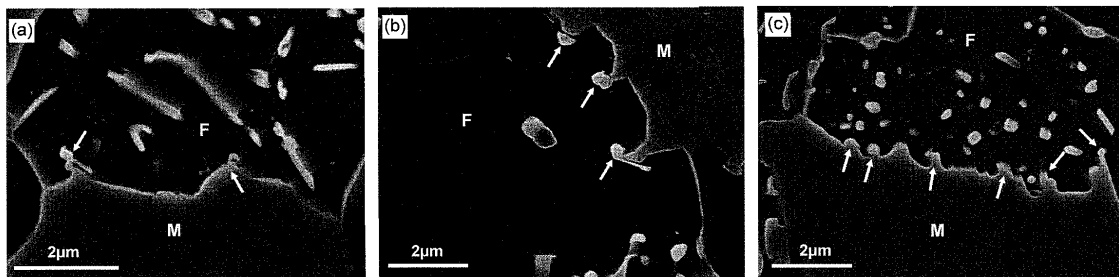


Fig. 12. Scanning electron micrographs of specimen water quenched during spheroidizing from (a) 983K for Steel A, (b) 1033K and (c) 1013K for Steel D. M represents martensite transformed from austenite by quenching and F represents ferrite. Carbide formation at ferrite/austenite interface was observed as indicated by arrows.

ナイト界面での球状炭化物形成過程が優先的に起こるためと考えられる。なお、D鋼はA鋼に対してMn量が低く、Cr量が高い影響によって、本報の球状焼なまし条件下では A_{c1} 点がA鋼より約30K高い。そこで別途検討において、この変態点の差の影響を考慮して、A鋼について球状化焼なましの最高点温度を本報で実施した1068Kより低い1033K、1043K、および1053Kの3水準とし、それ以外の球状化焼なまし条件を本報の実験と同様にした場合の球状化焼なまし組織を観察した。また、B、C鋼についても、A鋼と同様の条件での熱処理と組織観察を行なった。その結果、いずれの条件下でもラメラ状炭化物が散見されており、D鋼のように球状炭化物を主体とする均一な球状化焼なまし組織は得られなかった。本実験で見られたようなオーステナイト-フェライト界面での球状炭化物形成に関して、中炭素鋼を2相域温度で保持後に徐冷する球状化焼なましの過程での観察例が報告されている^{17,18)}。Crが炭化物の形成に担う役割は現時点では明確でなく、今後の検討課題としたい。

4. 結言

本報では、通常1mass%前後のJIS SCR420のCrを増量した高Cr型肌焼鋼を用いて、冷間加工後に浸炭温度まで昇温する際のオーステナイト粒形成挙動を調査し、以下の知見を得た。

(1) Cr量を2.1mass%に増量すると、冷間加工に先立つ球状化焼なまし後にJIS SCR420に比べてラメラ状炭化物が非常に少なく、球状炭化物が比較的均一に分散した組織が得られた。この組織は、ラメラ状炭化物を含む組織に比べて均一変形しやすく、不均一なひずみが生じにくい。したがって、浸炭温度まで昇温する過程でJIS SCR420に比べて再結晶フェライト粒が大きく、かつ均一に形成される。これを反映してオーステナイト粒が比較的大きく、か

つ均一に形成されるので浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化が起こりにくい。この鋼は、従来のJIS SCR420より冷間鍛造と浸炭を組合せたプロセスに適しているとみられる。

(2) 2.1mass%Cr鋼では、フェライト-オーステナイトの2相温度域で加熱後、徐冷する方法による球状化焼なましの過程で、フェライト-オーステナイト界面での球状炭化物形成が優先的に起こるために、JIS SCR420に観察されるような共析反応によるとみられるラメラ状炭化物が析出しにくいと考えられる。

文 献

- 1) K.Shiwaku, J.Koarai, H.Sawada and K.Kaneko: *R&D Kobe Steel Eng. Rep.*, **35**, (1985), vol. 2, 49.
- 2) T.Ohshiro, S.Okushima, T.Ikeda, K.Kaneko and H.Sawada: *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, (1987), 315.
- 3) 牧 正志: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2002), 1.
- 4) F.J.Humphreys and M.Hatherly: 再結晶と金属組織の制御ナノ・ミクロレベルの基礎から実用技術まで, (小菅張弓訳), 静岡新聞社, (2005), 233, 240, 241.
- 5) S.Kinoshita: *Netsushori*, **15** (1975), 237.
- 6) M.Suzuki and A.Hiramatsu: *Nisshin Steel Tech. Rep.*, **86** (2005), 22.
- 7) 冷間鍛造分科会材料研究班: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **22** (1981), 139.
- 8) T.Nakano and H.Kawatani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 2012.
- 9) T.Nakano, H.Kawatani and S.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 100.
- 10) T.Fujimatsu, K.Hashimoto, K.Hiraoka and A.Yamamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **93** (2007), 649.
- 11) F.J.Humphreys: *Acta Metall.*, **25** (1977), 1323.
- 12) D.T.Gawne and G.T.Higgins: *J. Mater. Sci.*, **6** (1971), 403.
- 13) E.Koken, N.Chandrasekaran, J.D.Embury and G.Burger: *Mater. Sci. Eng. A*, **A104** (1988), 163.
- 14) T.Yamaguchi, S.Furimoto, T.Furuhara and T.Maki: *CAMP-ISIJ*, **18** (2005), 702.
- 15) K.Ito: Homogenization and Annealing of Aluminum and Copper Alloys, ed by H. D. Merchant, J. Crane and E. H. Chla, TMS, Wallendale (1988), 169.
- 16) S.Takaki: *Netsushori*, **34** (1994), 260.
- 17) K.Kaneko and T.Inoue: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), S539.
- 18) T.Ochi, T.Mori and Y.Okuno: *CAMP-ISIJ*, **3** (1990), 1830.