V,Cuの単独ならびに複合添加中炭素鋼の析出硬化挙動

村瀬 雄紀¹⁾・岩佐 尚幸²⁾・竹元 嘉利¹⁾・瀬沼 武秀^{1)*}

Precipitation Hardening Behavior of V and/or Cu Bearing Middle Carbon Steels

Yuuki MURASE, Naoyuki IWASA, Yoshito TAKEMOTO and Takehide SENUMA

Synopsis : In this study, the precipitation hardening behavior of middle carbon steels with single and multiple additions of 0.3mass%V and 2mass%Cu has been investigated. The precipitation treatment was carried out isothermally at 550°C, 600°C and 650°C.

In the 0.3mass%V bearing steel, precipitation hardening was observed at 600°C and 650°C while no significant increase in hardness was observed at 550°C. When 2mass% Cu was added to the 0.3mass%V bearing steel, the hardness attributed to the precipitation hardening of Cu was added to that attributed to the precipitation hardening of VC in the cases of 600°C and 650°C. In the case of 550°C, the V addition into the Cu bearing steel markedly increased the hardness although the precipitation hardening of VC was hardly observed in the 0.3mass%V bearing steel.

In the paper, the different precipitation hardening behavior of the three steels is discussed in detail in consideration of the observed precipitation behavior.

Key words: precipitation; precipitation hardening; interphase precipitation; middle carbon steel; hot forging; high strength steel.

1. 緒言

燃費および操作性向上のために自動車の軽量化は重要な技術課題と位置づけられている。自動車重量の約60%を占める鉄鋼材料では軽量化は鋼材の高強度化による板厚減により進められている。鉄鋼材料の強化機構の一つである析出強化は比較的少ない合金元素の添加で大きな強化代が得られるため、高強度鋼材の開発に広く利用されている。最近では、相反する複数の特性を満足させるために析出強化を利用した研究開発事例が紹介され、注目を集めている¹⁻³⁾。その一つとして、コンロッドやクランクシャフトなどの熱間鍛造部品の製造においては、母相をベイナイトや焼き戻しマルテンサイトと比べて強度は低いが被削性に優れたフェライト+パーライト組織として、それを強化するために大量の微細析出物を利用した被削性に優れた降伏強度1000MPa超の高強度鍛造部品の開発が挙げられる⁴⁾。コンロッドやクランクシャフトのような回転部品の軽量化は顕著な燃費の低減をもたらすので、高強度化の要望が特に高い。

顕著な析出強化を得るにはオーステナイト域での析出を極力抑え、フェライト域で微細析出物を大量に析出させる必要がある。しかし、大量の析出物を得るために析出物形成元素を単独で大量に添加すると溶解度の制限でオーステナイト域での析出を抑えることが難しい。そこで、考え

られるのが異なった析出物を形成する元素の複合添加である。

本報では強度-被削性バランスに優れた熱間鍛造用部品の開発を目的に中炭素鋼にV単独、Cu単独、そしてV、Cuを複合添加したフェライト/パーライト組織の鋼の析出強化挙動について検討し、複合添加の有益性を確認したので、その結果を報告する。

2. 実験条件

2・1 材料

Table 1に実験に用いた材料の化学成分を示す。Cを0.45%添加したA鋼を基本鋼とした。B鋼はA鋼にVを0.3%添加した鋼、C鋼はA鋼にCuを2%添加した鋼、そしてD鋼はA鋼にVを0.3%、Cuを2%複合添加した鋼である。これらの鋼は真空溶解で溶製し、25kgのインゴットに casting した。そのインゴットを1200°Cに1時間加熱した後に、多段圧延に供して、仕上温度950°Cで15mm厚の熱延板を製造し、その後空冷した。この板から直径3mm、高さ12mmの円柱を切り出して熱処理用試験片を作製した。

2・2 熱処理条件

Fig.1に熱処理条件を示す。熱処理にはフォーマスター試験機(富士電波工機社製)を用いた。試験片を10°C/sで加熱し、1100°Cで600s保持することで溶体化処理を行った。

平成25年3月21日受付 平成25年7月18日受理 (Received on Mar. 21, 2013; Accepted on Jul. 18, 2013)

1) 岡山大学大学院自然科学研究科 (Graduate School of Natural Science and Technology, Okayama University, 3-1-1 Tsushima-Naka Kita-ku Okayama 700-8530)

2) 岡山大学大学院自然科学研究科 (現 日立金属 (株)) (Graduate School of Natural Science and Technology, Okayama University, now Hitachi Metals Ltd.)

* Corresponding author: E-mail: senuma@mech.okayama-u.ac.jp

DOI: http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.99.669

Table 1. Chemical composition of steels used in the experiments (mass %).

Steel	C	Si	Mn	Cu	P	S	Al	V	N
A	0.45	0.25	0.85	trace	0.015	0.015	0.030	trace	0.0050
B	0.44	0.27	0.90	trace	0.015	0.015	0.029	0.27	0.0053
C	0.45	0.26	0.87	2.00	0.015	0.015	0.034	trace	0.0044
D	0.44	0.25	0.83	1.95	0.015	0.015	0.034	0.29	0.0052

Fig. 1. Thermal history of the heat treatment.

その後ヘリウムガスで30°C/sで析出処理温度まで冷却し、その温度で300, 600, 1200, 2400s保持した後、30°C/sで冷却して観察用試験片を作製した。析出処理温度は550°C, 600°C, 650°Cとした。

2・3 硬さ測定

ビッカース硬さ測定は、全自動ビッカース硬度計HMF-FA（島津製作所製）を用い、荷重2.942Nで行った。試料の硬さは9回の測定結果のうち、最大点と最小点を除いた7点の平均値を用いた。測定面は円柱試験片を6mmの位置で切断して中心部で行った。

2・4 電顕観察

熱処理後の試料から透過型電子顕微鏡（TEM）観察用試験片を電解研磨あるいはFIBにより作製した。電解液には過塩素酸：メタノール＝1：9（体積比）を用い、液温－40°C、20Vの印可電圧にてツイングジェット研磨を行った。FIB装置（JEOL社製JIB-4500）によるサンプリングでは、予めEBSDにより初析フェライトの方位を測定し、観察面が{001} α となるようにTEM試料を取り出し、薄片化を行った。さらにFIBによるダメージ層の除去には500Vで加速したAr＋イオン照射を約30min行った。TEM観察はTopcon社製EM-002Bを用いて加速電圧200kVにて行った。

2・5 3次元アトムプローブ（3DAP）解析

3DAP観察用の針試料作製は、デュアルビームFIB装置（FEI社製Helios NanoLab 600）によって行った。試験片の断面をナイタルエッチングし組織を認識した上で、初析フェライト粒からlift-out法で微小ブロックを切り出し専用の針台座に取り付け、針加工を行った。3DAP測定は、広角リフレクトロン付き局所電極アトムプローブ（Imago

Fig. 2. Evolution of hardness of Steels A to D during aging treatment at 650°C. (Online version in color.)

社製LEAP3000X HR）のレーザーモードによって行った。レーザー波長は532nm、周波数は250kHz、パルスエネルギーは0.3nJとした。設定試料温度を約60K（－213°C）とし測定電圧3-6kVにて、1000万原子の測定を行った。3次元構築ソフトウェア（Cameca社製IVAS 3.6.0）を用いて、測定データより3次元元素マップを得た。

3. 実験結果

3・1 650°C析出処理材

Fig.2は650°Cの析出処理における各鋼の硬さに及ぼす保持時間の影響を示す。析出物形成元素を含まない基本鋼の硬さは保持時間によってほとんど変化せずに約230HVを示す。V単独添加鋼は300秒保持で基本鋼に比べて約140HVの硬度上昇が観察され、約380HVを示し、その後の保持での減少は比較的小さい。Cu単独添加鋼は300秒保持ではV単独添加鋼の半分程度の65HVの硬さの増加が得られたが、保持時間の増加に伴い硬さは低下した。また、V, Cu複合添加鋼では300秒保持材が著しく高い硬さを示したが、600秒以上の保持時間では約400HVの硬さを示し、保持時間による変化は小さい。V, Cu複合添加鋼の析出処理による硬さの増加はV単独添加鋼の硬さの増加とCu単独添加鋼の硬さの増加を加算した値に近い値を示した。

3・2 600°C析出処理材

Fig.3は600°Cの析出処理における各鋼の硬さに及ぼす保持時間の影響を示す。この温度においても、基本鋼の硬さは保持時間により変化せずに約270HVを示す。すなわち、

Fig. 3. Evolution of hardness of Steels A to D during aging treatment at 600°C. (Online version in color.)

Fig. 4. Evolution of hardness of Steels A to D during aging treatment at 550°C. (Online version in color.)

650°Cの場合に比べて約40HVの硬さの増加がみられる。V単独添加鋼は300秒保持で基本鋼に比べて約120HVの硬度上昇が観察され、その後の保持でもほとんど硬さの変化はない。Cu単独添加鋼は300秒保持では約105HVの硬さの増加がみられ、保持時間の増加に伴い硬さは低下した。また、V, Cu複合添加鋼では300秒保持で硬さは約470HVを示し、その後の保持時間による変化は小さい。V, Cu複合添加鋼の析出処理による硬さの増加はV単独添加鋼の硬さの増加とCu単独添加鋼の硬さの増加を加算した値とほぼ等しいが、Cu単独添加鋼に見られる保持温度の増加に伴う硬さの低下は抑制されている。

3・3 550°C析出処理材

Fig.4は550°Cの析出処理における各鋼の硬さに及ぼす保持時間の影響を示す。基本鋼の硬さ(600°Cの保持において保持時間による変化が見られなかったため、550°C保持では600秒の時の1条件だけを測定した。)は約290HVで、650°Cの場合に比べて約60HV、600°Cの場合に比べ約20HVの硬さの増加がみられた。V単独添加鋼は300秒保持で基本鋼に比べてほとんど硬度上昇が見られず、その後の保持でも変化は見られないが、2400秒保持材で若干硬度増加が観察される。Cu単独添加鋼は300秒保持で約80HVの硬さの増加がみられ、600秒保持でピークを示し、その後の保

Table 2. Time for completion of transformation in the various aging treatment.

Steel	Aging temperature [°C]		
	550	600	650
	Transformation time [sec]		
A	10	25	55
B	195	110	80
C	33	45	Uncompleted
D	570	175	610

持で緩やかな硬さの低下がみられた。また、V, Cu複合添加鋼では300秒保持材が著しく高い硬さを示したが、600秒以上の保持時間では約430HVの硬さを示し、保持時間による変化は小さい。V, Cu複合添加鋼の析出処理による硬さの増加は600°Cや650°Cの保持材のようにV単独添加鋼の硬さの増加とCu単独添加鋼の硬さの増加を加算した値とはならず、複合添加の相乗効果で加算した値より高い硬度増加が現れる。

4. 考察

まず、650°Cと550°CにおいてV, Cu複合添加鋼の300秒保持材が著しく高い硬さを示した原因を検討する。Table 2は各保持温度での試料の膨張曲線より求めた変態終了時間を示す。この結果より明らかなように650°Cと550°Cで保持されたV, Cu複合添加鋼は300秒ではまだ変態が終了していないため、その後の冷却で低温変態相が生成して高い硬度を示したと考えられる。また、650°CのV, Cu複合添加鋼の変態は610秒の保持で終了しているため600秒保持材では極わずかな低温変態相が存在している可能性があるが、その硬さに及ぼす影響は小さいので、以降の考察では600秒保持材の硬さに及ぼす低温変態相は無視する。

650°Cと600°CにおいてV単独添加鋼は300秒の短時間保持で最高硬度が得られており、短時間で析出が完了していることを示唆する。Fig.5は600秒保持をしたV単独添加鋼のフェライトならびにパーライト中のフェライト部に生成した析出物の形態を示す。析出物は列状に生成しており、変態の進行に伴って γ/α 変態界面に生成する相界面析出が起こったことを示唆する。Fig.6はこのような列状の相界面析出を可能にする変態挙動の模式図を示す⁵⁻⁸⁾。すなわち、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態はスーパーレッジが図面の右方向に動くことにより進行し、相界面析出はスーパーレッジのテラス面が次のスーパーレッジによってカバーされるまでの間にその面上で起こると推測される。それゆえ、相界面析出が起こるには析出物が核生成、成長ができる適切な変態温度と変態時間が必要になる。

一方、550°Cの析出処理ではV単独添加鋼はほとんど硬さの上昇を示さなかった。その理由は、この比較的低温の

Fig. 5. Aligned precipitates in pro-eutectoid ferrite (a) and pearlitic ferrite (b) of Steel B aged at 600°C for 600s.

Fig. 6. Schematic illustration of a multiple precipitation behavior in the vicinity of the α/γ interface. (Online version in color.)

保持温度では195秒の変態時間では相界面析出が起らなかったためと推測される。

Cu単独添加鋼も650°Cと600°Cにおいて300秒保持で最高硬度を示し、短時間で析出が進行したことを示唆する。しかし、Fig.7に600°Cで300秒保持した試料のTEM写真を示すが、Cuは列状の析出形態を示さずランダムに分散して析出することから相界面析出ではなく、変態直後に急速に析出するものと考えられる。550°C材の析出形態もランダム析出で、600秒保持で最高硬さになったのは変態後に析出が進行することを支持する。

Cuの析出挙動を定量的に評価するためにCuの析出モデルを用いて考察することにした。ここでは核生成・成長理論に基づくモデル⁹⁾に界面エネルギー σ の粒径依存性¹⁰⁾を考慮したモデルを用いて、析出量、析出粒子の径と数の計算を行った。ただし、650°C保持材は変態が遅れ、フォーマスターの膨張曲線の結果ではその量は少ないものの低温変態相が存在する可能性があるためこの計算の対象から除外した。界面エネルギーは核生成の臨界径の時は整合界面の値0.27J/m²とし¹¹⁾、直径が5nmになった時点で整合界面から非整合界面に移行する⁹⁾として0.52J/m²を用い¹²⁾、その間は直線的に変化すると仮定した。Cuの核生成サイトは転位上核生成と仮定し、サイトの数は転位密度 ρ に比例するとした。それによって核生成頻度 J^* は次式によって表した。

Fig. 7. Randomly dispersed precipitates in pro-eutectoid ferrite (a) and pearlitic ferrite (b) of Steel C aged at 600°C for 600s.

$$J^* = A \rho D_{Cu} C_{Cu} \exp\left(-\frac{\Delta G_p^*}{kT}\right) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、Aは定数である。 C_{Cu} 、 D_{Cu} は固溶Cu量、そしてCuのフェライト中での体拡散係数をそれぞれ意味する。 ΔG_p^* は転位上核生成の場合の核生成に伴う自由エネルギー変化の極値である。 D_{Cu} はOikawa¹³⁾が提唱している値を用いた。

一方、粒成長速度 v はCu原子の析出物への流れ込みにより律速するとし、線形近似を用いて次式で計算した。

$$v = \frac{D_{Cu}}{R} \frac{c - c_R}{c_p - c_R} \dots \dots \dots (2)$$

この時のRはある時間に析出したCu析出物の析出物半径、 c_p は析出物のCu濃度で、1となる。 c_R は析出物界面における母相側のCu濃度であり、次式で表される。

$$c_R = c_e \exp\left(\frac{2\sigma V_m k_c}{R_g T R}\right) \dots \dots \dots (3)$$

ここで V_m はCu析出物のモル体積、 R_g はガス定数。 k_c は $k_c = (1 - c_e) / (c_p - c_e)$ で表される。フェライトとCuの界面でのCuの平衡濃度 c_e はPerezら¹⁴⁾が求めた溶解度積より算出した。また、実際の界面濃度はこの平衡濃度に析出物の曲率に伴う圧力の影響を考慮して算出している。これによってオストワルド成長も連続的に取り扱うことができる。

Fig.8は本モデルで計算した650°C、600°C、550°Cにおける析出量の変化を示す。この図が示すように650°Cでは20秒、600°Cでは70秒、そして550°Cでは1200秒近傍で析出が終了している。これらの計算結果は過飽和状態のCuが各温度で保持された時のフェライト相での析出量の変化である。実際の析出挙動を求めるには変態の進行を連成させて計算する必要がある。しかし、ここでは300s以上の保持時間での析出強化を検討することを目的としたので、簡

Fig. 8. Calculated mole fraction of Cu precipitates during aging treatment at various temperatures. (Online version in color.)

Fig. 9. Calculated mean diameter of Cu precipitates during aging treatment at various temperatures. (Online version in color.)

易的な方法で析出量と粒子径を計算することにした。すなわち変態が開始した保持時間と変態が終了した保持時間を析出開始時間としてそれぞれ析出量と粒子径を求めた。600°Cの場合を例にとると変態開始時間が保持後4秒、終了時間が49秒であり、300秒保持での析出量はともに100%であり、粒子径もほぼ等しく、無視できる差であった。より長い保持時間ではその差異はさらに小さくなった。変態は保持温度に達した後数秒で始まったので、ここでは保持開始直後から析出すると仮定して計算したCuの平均粒径の変化をFig.9に示す。600°C保持に関しては粒成長の傾向を明確に示すために長時間側の実験データを追加した。図が示すように実験値と計算値により一致が見られた。時効後半のオストワルド成長による粒径変化も良く表されている。この結果からもCuは高温では析出終了が速く、その後オストワルド成長により粒成長を起こし、析出強化量が低下することが分かる。

550°Cでの析出処理においてはV単独添加鋼では析出強化がほとんど表れなかったにもかかわらず、V, Cu複合添加鋼ではCu添加による硬化に加えVの効果でさらに硬さが顕

Fig. 10. Bright field (a) and dark field images (b) of Steel D aged at 550°C for 600 sec in ferrite. The DF image was obtained by using the carbide spot circled in the SAD (Selected Area Diffraction).

Fig. 11. Aligned precipitates in pro-eutectoid ferrite (a) and pearlitic ferrite (b) of Steel D aged at 600°C for 600s.

著に増加するという特異な現象が観察された。その理由について考察する。

Fig.10に550°Cで600秒保持したV, Cu複合添加鋼の析出状態を示す。(a)の明視野(BF)像にはFig.7のようなCuのランダム析出物は認められないが、同一視野から撮影した(b)の暗視野(DF)像には相界面析出を示唆する析出物が列状に観察される。すなわち、Cu単独添加鋼の析出状態はランダムな析出であったが、Vを複合添加すると相界面析出が起こることを意味する。相界面析出が起こるには析出物形成を可能にする適切な変態温度と変態時間が必要である。Table 2に示したようにV添加鋼にCuを複合添加することで、550°Cでの変態時間は著しく増加し、V単独鋼の約3倍の長さになる。この変態時間の増加がVCの相界面析出を可能にしたと考えられる。

次に、650°Cと600°CではV単独添加鋼とCu単独添加鋼のそれぞれの析出硬化を加算した硬さの上昇がみられたことを説明するために析出物の生成状態を観察した。Fig.11は600°Cで600秒保持したV, Cu複合添加鋼のTEM写真を示す。この写真が示すようにV, Cuの複合添加鋼ではV単独添加鋼で見られた列状のVCの析出とCu単独添加鋼で見られたランダムに分散した析出を混合したような析出状態ではなく、列状に析出物が生成した。その析出状態をより詳細に解析するために行った3次元アトムプローブによる元素分析結果をFig.12に示す¹⁵⁾。VとCuが複合して相界面析出していることが分かる。これはVCを優先核生成サイトとしてCuが析出したことを示唆する。VCが相界面析

出をすると変態後に析出するCuの核生成サイトは転位上またはVC上となる。その場合、核生成頻度は式4で与えられる。

$$J^* = A\rho D_{Cu} C_{Cu} \exp\left(-\frac{\Delta G_p^*}{kT}\right) + Bn_{VC} D_{Cu} C_{Cu} \exp\left(-\frac{\Delta G_{VC}^*}{kT}\right) \quad (4)$$

ここで、右辺の第2項がVCを核にするCuの析出を示す。ここで、Bは常数で n_{VC} はVCの数である。VC上でのCuの析出は析出に伴う界面エネルギーの増加が転位上析出より小さいため、核生成の活性化エネルギー ΔG_p^* と ΔG_{VC}^* の値は後者が小さくなり、VC上に優先的に析出し、Cuの転位上のランダム析出はほとんど起こらないことを著者らは既報において検証した¹⁵⁾。

このようにV, Cu複合添加鋼の析出状態はV単独添加鋼とCu単独添加鋼の析出状態の加算状態にはなっておらず、列状の析出物によって構成されているので、そのような状態での析出強化の計算を行うことにする。VCは硬い析出物のため数nmオーダーの析出物でも析出強化機構はOrowan機構と仮定でき、V, Cu複合添加鋼の複合析出物もVCが含まれているので同様な取り扱いが可能と思われる。VCを含む析出物の析出強化はAshby-Orowan¹⁶⁾の式により精度のよい予測ができるとの報告があるので^{17,18)}、ここでもAshby-Orowanの式を用いて検討する。

$$\Delta\sigma = 1.75 \left(\frac{1.2Gb}{2\pi\lambda} \right) \ln \left(\sqrt{\frac{2}{3}} \frac{kd}{2b} \right) \quad (5)$$

kの値は1~3が用いられることが多く¹⁹⁾、ここでは2とした。一例として600℃で300秒保持した試料の析出強化量を式5を用いて算出する。この時のV, Cu複合添加鋼のVCと

Cuの複合析出物の平均粒子径は測定結果より5nm、体積分率はThermo-calcの平衡計算より求めたVCとCuの析出量の合計である1.89vol%を用いて計算した。その結果、V, Cu複合添加鋼の析出強化量は一般に用いられている $Hv = 0.3\sigma$ の関係を利用して硬さに換算して202Hvと算出され実験結果210Hvの析出硬化と良い一致が得られた。また、同様に600℃で300秒保持したV単独添加鋼の析出強化量を平均粒子径を測定結果より3nmとし、体積分率を平衡計算より0.49vol%として求めた。この場合も計算結果である131Hvの硬さの増加は実験値の125Hvと良い一致が得られた。

最後に、Cu単独添加材の析出強化機構についてモデルを用いて検討する。Cuの析出物は大きさが70nm以下ではカッティング機構に基づいて析出強化を示すことが報告されている²⁰⁾。今回の熱処理条件で生成したCu析出物はこれよりもサイズが小さく、ランダムに析出しているので析出強化式はカッティング機構に適用できる次式を用いることにする。

$$\Delta\sigma = \frac{4abG}{\lambda} \sin\theta \quad (6)$$

ここで、aは線張力係数(0.5)、bはパーガースベクトル(0.248nm)、Gは母相の剛性率(83.1GPa)、 λ は粒子間の隙間間隔、 θ は転位が析出物を切断するときの張り出し角度である。 λ は式7で²¹⁾、また θ は粒子径の関数で式8によって与えられる²⁰⁾。

$$\lambda = \left(\frac{0.9}{\sqrt{f}} - 0.8 \right) d \quad (7)$$

$$\theta = 24 + 0.92 \times d \text{ [nm]} \text{ [degree]} \quad (8)$$

Fig. 12. 3D elemental maps provided by a three dimensional atom probe analysis in pro-eutectoid ferrite of Steel D aged at 600℃ for 40min. The box size is 53nm×55nm×110nm. (Online version in color.)

上式はフェライト相において有効なので、本鋼のようにパーライト分率が高い場合はパーライト中のセメントタイトの体積分率は計算時に排除する必要がある。Fig.13はFig.8ならびにFig.9に示したモデルにより算出したCuの析出量と粒子径を用いて、式6~8より算出した $\Delta\sigma$ を硬さに換算してCuの析出硬化を計算した結果である。ただし、650℃保持材は保持時に変態が終了していないため、本計算からは除外した。変態が終了していた550℃保持材と600℃保持材では計算値と実測値のよい一致がみられた。

5. 結言

本研究では0.3% V, 2% Cuの単独ならびに複合添加した中炭素鋼の650℃, 600℃, 550℃析出処理における析出強化挙動について検討した。

その結果、以下の結論を得た。

1. 最大の析出強化量はV単独添加鋼では650℃の析出処理で145HV, Cu単独添加鋼では600℃の析出処理で105HV, そしてV, Cu複合添加鋼では600℃の析出処理で210HVであった。

2. V単独添加鋼の析出強化は列状に生成した相界面析出を示唆する析出物が支配的である一方、Cu単独添加鋼の析出強化はランダムに生成した析出物によることが分かった。

3. Cuによる析出強化は析出処理時間の増加により顕著に低下する。その析出強化挙動を明らかにするために、Cuの析出モデルを作成し、析出量ならびに粒径変化を求め、その結果を用いてカッティング機構の析出強化で析出強化量を算出した結果、実験値と良い一致が得られた。

4. このCu単独添加鋼の析出処理時間の増加に伴う析出強化の低下はVを複合添加することで抑制される。Vを複合添加することで、Cuは列状のVCの上に析出した。

5. 550℃析出処理においてV単独添加鋼は析出強化をほとんど示さなかったが、Cuを複合添加することでCu単独

添加鋼の析出強化より明らかに高い析出強化量を示した。これはV単独添加鋼ではこの温度ではVCが相界面析出するには変態時間が短い、Cuを複合で添加することで変態時間が増加し、VCの相界面析出が起これ、その上にCuが複合析出することで、大きな析出強化が可能になった。

6. V単独添加鋼とV, Cu複合添加鋼の析出強化量をオロワン機構を仮定してAshby-Orowanの式を用いて求めたところ、実験値と良い一致が得られた。

7. 以上のように析出強化に対して、複合添加の影響の詳細が明らかになり、析出強化最大化を考える上で有益な情報を得ることができた。

謝辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) からの助成事業により実施した「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」の研究として取り組み、その後日本鉄鋼協会の鉄鋼研究助成を受けて行った研究であることを記し、ここに謝辞を示す。

文 献

- 1) Y.Funakawa, T.Shiozaki, K.Tomita, T.Yamamoto and F.Maeda: *ISIJ Int.*, **44**(2004), 1945.
- 2) Funakawa and Y.Seto: *Tetsu-to-Hagané*, **93**(2007), 49.
- 3) K.Kamibayashi, Y.Tanabe, Y.Takemoto, I.Shimizu and T.Senuma: *ISIJ Int.*, **52**(2012), 151.
- 4) 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト第1回シンポジウム講演予稿集, 金属系材料研究開発センター, (2009).
- 5) R.W.K.Honeycombe: *Metall. Trans.*, **7A**(1976), 915.
- 6) R.A.Ricks and P.R.Howell: *Acta Metall.*, **31**(1983), 853.
- 7) R.Okamoto and J.Agren: *Acta Mater.*, **58**(2010), 4791.
- 8) H-W.Yen, P-Y.Chen, C-Y.Huang and J-R.Yang: *Acta Mater.*, **59**(2011), 6264.
- 9) J.Yang and M.Enomoto: *ISIJ Int.*, **45**(2005), 1335.
- 10) R.Okamoto and M.Suehiro: *Tetsu-to-Hagané*, **84**(1998), 43.
- 11) Z.G.Yang and M.Enomoto: *Mater. Sci. Eng. A*, **A332**(2002), 184.
- 12) Y.Le Bouar: *Acta Mater.*, **49**(2001), 2661.
- 13) H.Oikawa: *Technology Report of Tohoku University*, **47**(1982), 67.
- 14) M.Perez, F.Perrard, V.Massardier, X.Kleber, A.Deschamps, H.de Monestrol, P.Pareige and G.Govarel: *Philos. Mag.*, **85**(2005), 2197.
- 15) N.Iwasa, N.Sakata, J.Takahashi, D.Raabe, Y.Takemoto and T.Senuma: *Tetsu-to-Hagané*, **98**(2012), 434.
- 16) T.Gladman: *Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, Maney Publishing, London, (2002), 52.
- 17) G.Miyamoto, R.Hori, B.Poorganji and T.Furuhara: *ISIJ Int.*, **51**(2011), 1733.
- 18) Y.Daitoh, S.Torizuka and T.Hanamura: *Tetsu-to-Hagané*, **97**(2011), 480.
- 19) T.Murakami, E.Kakiuchi, H.Hatano, T.Arikawa, H.Kakimoto and T.Choda: *Kobe Seiko Giho*, **61**(2011), 79.
- 20) K.Nakashima, Y.Futamura, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *ISIJ Int.*, **42**(2002), 1541.
- 21) S.Takagi: *Fundamentals and Applications of Precipitation in Steels*, (2001), 69.

Fig. 13. Evolution of hardness of Steel C aged at various temperatures. (Online version in color.)