Cu 含有低合金鋼の材料特性に及ぼす二相域焼入れ温度および C 量の影響

Effect of Intercritical Quenching Temperature and C Content on Mechanical Properties of Cu-containing Low Alloy Steel

本間　祐太
Yuta Honma

佐々木　元
Gen Sasaki

橋　邦彦
Kunihiko Hashi

要　　旨

石油・天然ガスの採掘に用いられる海洋構造物用 Cu 含有低合金鋼（ASTM A707 L5 Mod. 鋼）は、高強度に加え、破壊事故防止の観点から高い靱性が要求されている。これまでの取り組みにより、同鋼に二相域焼入れ（L 処理）を適用することによって、強度 - 靱性バランスが飛躍的に改善することが明らかとなり、良好な機械的特性を有する長尺鍛鋼品の製造が可能となった。その一方で、L 処理によりもたらされる機械的特性発現メカニズムや L 処理効果に及ぼす C 量の影響に関しては、依然として不明な点が多い。そこで本報では、それらを明確にすることを目的に、機械的特性とミクロ組織や析出物の関係について詳細調査を実施した。

本鋼種の L 処理による機械的特性発現メカニズムとして、強度は高温焼戻しを受けた未逆変態 α 相（軟質相）の存在が、靱性は逆変態 γ 相より変態したベイニティックフェライト粒径が起因していることが明らかとなった。また、L 処理中の複雑な逆変態挙動と各相の面積率が、焼戻し後の機械的特性を決めることが推定された。さらに、C 含有量の違いによって変態点が異なるため、A_{C3} 点を基準とし L 処理温度を最適化することで、いずれの C 量であっても強度 - 靱性バランスを向上できることが明らかとなった。

Synopsis

Cu containing low alloy steel based on ASTM A707 5L grade is widely used for structures of offshore well. From a viewpoint of weight reduction and failure accident, the steel is required to have high strength and excellence toughness. In our previous study, a long part forging (length: 20,000 mm) had a better balance of strength and toughness was manufactured by intercritical quenching (Lamellarizing). However, it is necessary to clarify property manifestation mechanism of lamellarizing and effect of C content in order to ensure high quality forgings. In the present study, therefore, microstructure and precipitates observation have been examined in detail for consideration of these mechanisms.

The lamellarizing brought about a complicated microstructure with meandered high angle grain boundaries (HAGB) and fine grains bordered by the HAGB. Over-aging of Cu precipitation in the softer phase inherited a not-transfomed α phase region in lamellarizing might result in the slight decrease in strength. The refinement of globular bainitic ferrite grain size through lamellarizing can be attributed to the improved toughness. Moreover, it was found that lamellarizing temperature need to optimum on A_{C3} basis of each C content to obtain better balance of strength and toughness.

室蘭研究所
Muroran Research Laboratory

1. 緒　　言

石油・天然ガスはエネルギーの中心として、世界の一次エネルギーの約 6 割を占めており[1]、世界人口と新興国のエネルギー消費量の増加とともに、今後も石油・天然ガスの需要は増加傾向と予想されている。これらの開発は陸地から海洋へ移行し、近年の海洋資源開発は大陸棚より大水深で Tension Leg Platform（TLP）や Floating Production, Storage and Offloading System（FPSO）を利用した採掘が主流になりつつある。さらに最近では 5,000ft（約 1,500m）以深の超大深水の開発に向けた取り組みが行われている[2]。一方、一度海洋事故が発生すると、周辺環境に与える悪影響が甚大であるため、気象・海象条件（極地、大水深）が厳しい開発エリアでは、掘削リグや生産プラットフォームの設計基準は高いレベルとなっている。それにともない、海水中での引張荷重下で使用される海洋構造物用部材には、安全性確保の観点から、落重試験（Drop Weight Test: DWT）やき裂先端開口変位（Crack Tip Opening Displacement: CTOD）試験など、材料のき裂進展に対するアレスト性、破壊靱性に対する要求値が厳しくなってきている。

これら海洋構造物用鋼の多くは、溶接されて組み立てられることから、溶接性の確保のために、低い炭素当量（C_{eq}）と溶接割れ感受性組成（P_{cm}）が規定される。一方で、部材の軽量化を目的に高強度化が志向されることから、析出硬化元素である Cu を含有する低合金鋼（ASTM A707 Grade L5 の改良鋼）が広く適用されている[3]。A707 Gr. L5 改良鋼は、通常の調質熱処理（焼入れ - 焼戻し）により、80ksi 級（0.2%Y.S. ≧ 552 MPa）の強度を比較的容易に出せるが、昨今の海洋構造物用鋼に要求されている高い破壊靱性に対しては安定確保が困難となっている。

我々はこれまで二相域焼入れ（Lamellarizing: L）処理に着目し、本鋼種の機械的特性に及ぼす L 処理の影響を明らかにした[4]。L 処理は、A_{C3} 点以上の保持温度（γ単相）から焼入れを実施する通常の焼入れ処理とは異なり、A_{C1} 点と A_{C3} 点の間のαとγ相からなる二相域温度で保持した後、焼入れを実施する熱処理方法である。本鋼種に L 処理を適用した結果、焼入れ - 焼戻し材と比較して優れた強度 - 靱性バランスが得られることが明らかとなり、海洋構造物として良好な強度 - 靱性バランスを有する長尺鍛鋼品の製造が可能となった。

一方で、本鋼種の L 処理による機械的特性の発現メカニズムは依然として不明な点が多い。さらに、L 処理による靱性改善を効果的に利用していくためには、含有元素の影響を把握する必要がある。特に、鋼中の C は拡散しやすく、かつ変態点に大きく影響するため、C 量が一つの要因となる可能性が高い。そこで本研究では、A707 Gr. L5 改良鋼を対象に、L 処理温度を変動させた材料を用い、組織や析出物の詳細観察を実施した。それらの結果を基に機械的特性発現メカニズムについて考察した。さらに、L 処理した A707 Gr. L5 改良鋼の機械的特性に及ぼす C 量の影響についても検討した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

供試材は ASTM A707 Gr. L5 改良鋼である A707 Gr. 3W とした。表 1 に供試材の化学組成および変態点（A_{C1} と A_{C3}）を示す。本鋼種は、溶接性と焼入れ性確保のために、低 C かつ Ni を約 2.0 mass% 含有し、強度確保および耐食性向上のために、Cu を約 1.2 mass% 含有している。さらに、調質熱処理時の結晶粒微細化を達成するために、Al 及び Nb を含有している。本実験では、真空誘導溶解（Vacuum Induction Melting: VIM）で溶製した 50 kg 小型試験鋼塊を用いて各種調査を実施した。L 処理による機械的特性発現メカニズムの検討には、標準的な組成である NC 材（C 量 0.03 mass%）を用いた。また、機械的特性に及ぼす C 量の影響調査には、LC 材（C 量 0.01 mass%）、NC 材および HC 材（C 量 0.05 mass%）を用いた。なお、本研究で用いた 50 kg 小型試験鋼塊は溶製後、初期加熱温度 1523 K で鍛造したものである（鍛造比 : 3.14 s）。

表 1　供試材の化学組成と変態点

（mass%）

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Others	A_{C1} (K)	A_{C3} (K)
LC	0.01	0.24	1.41	2.15	0.71	1.23	0.45	Al, Nb	933	1103
NC	0.03	0.25	1.40	2.15	0.72	1.24	0.45	Al, Nb	939	1088
HC	0.05	0.26	1.42	2.14	0.72	1.24	0.45	Al, Nb	918	1071

図 1 に基本的な熱処理条件を示す。1233 K での焼準（Normalizing: N）、1173 K からの焼入れ（Quenching: Q）を実施した後、各調査の目的に合わせた温度で L 処理し、その後 873 K で焼戻しを行った。機械的特性発現メカニズムの検討では、L 処理温度を 953 ～ 1068 K の間で変動させた。また、C 量の影響の調査では、L 処理温度 1053 K と一定とし、同一 L 処理温度で C 量の影響を調査した。それらに加え各 C 量変動材の L 処理温度最適化を目的とし、A_{C3} 点を基準として L 処理温度を変動させた（LC 材 : 1073 K および 1088 K、HC 材 : 1041 K）。

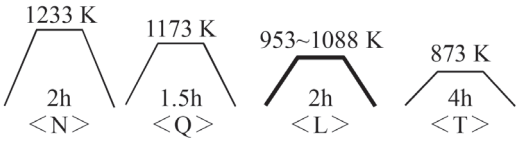

図 1　基本的な熱処理条件

2.2　実験方法

ミクロ組織観察は、鏡面研磨面を 2 % 硝酸アルコール（2 % ナイタール）にて腐食し、光学顕微鏡により行った。

材料特性評価は引張試験、シャルピー衝撃試験を実施した。引張試験は G.L.50 mm、φ 12.5 mm（JIS Z2201 10 号試験片）の平滑丸棒引張試験片を用いて室温で実施した。

シャルピー衝撃試験は 2 mmV ノッチ試験片（JIS Z2242）を用いて、試験温度 133 ～ 273 K で実施した。延性破面率が 50% となる延性 - 脆性遷移温度（Fracture Appearance Transition Temperature: FATT）を求めた。

これまでの調査結果より、本鋼種においては結晶方位差 15° 以上の大角境界がき裂進展の抵抗性を持つことが明らかとなっている。そこで、この大角境界で囲まれた粒径（以下、ベイニティックフェライト粒径と定義する）を電界放出形走査電子顕微鏡（Field Emission Scanning Electron Microscope: FE-SEM, JEOL JSM-7100F）に取り付けた電子線後方散乱分光装置（Electron Back Scatter Diffraction: EBSD, TSL MSC-2200）を用いて評価した。1 視野あたりの測定範囲は 300 × 450 μm、測定視野数 4 とし、その集計結果からベイニティックフェライト粒径の最大値、平均値及び粒径分布について評価した。なお、ベイニティックフェライト粒径の平均値は加重平均値を用いた。

上述したように本鋼種は Cu が含有されているため、Cu 析出物の分散状態は機械的特性の支配因子となる。そこで本研究では、L 処理温度 953 K、1053 K および 1068 K で 2 h 保持した後、組織凍結のために室温まで水冷した NC 材の薄膜試料を用い、透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope: TEM）にて Cu 析出物の分散状態を観察した。

L 処理時の組織形成挙動の把握は、機械的特性発現メカニズムを推定するために必要な情報であり、特に L 処理温度での $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動を把握する必要がある。そこで本研究では、高温加熱および保持中に EBSD 測定し、L 処理時の逆変態挙動を調査した。供試材は NC 材 Q まま（1173 K）を用い、図 2 に示すように A_{C1} 点以下の温度から A_{C3} 点以上の温度範囲にて、任意の温度で相変態の様子を観察した。さらに、同一試料のおよそ同位置にて L 処理温度 953 K、1053 K および 1068 K で 2 h 保持中の経時変化を高温 EBSD で測定した。α と γ 相の面積率および分布によって組織を評価した。

また、L 処理時には逆変態に加え、成分が α または γ 相中に再分配する可能性がある。そこで、電界放出形電子線マイクロアナライザー（Field Emission Electron Probe micro Analysis: FE-EPMA, JXA-8530F）を用いて成分濃度を元素マップで評価した。サンプルは TEM 観察で用いた NC 材とし、分析成分は Ni、Mn および Cu、測定範囲は 40 × 40 μm とした。

変態点（A_{C1} 及び A_{C3} 点）の測定は φ 3 mm、L10 mm の試料を用いて、変態点測定装置（富士電波工機 Formastor-EDP）にて実施した。なお、昇温速度は 200 ℃/h とした。

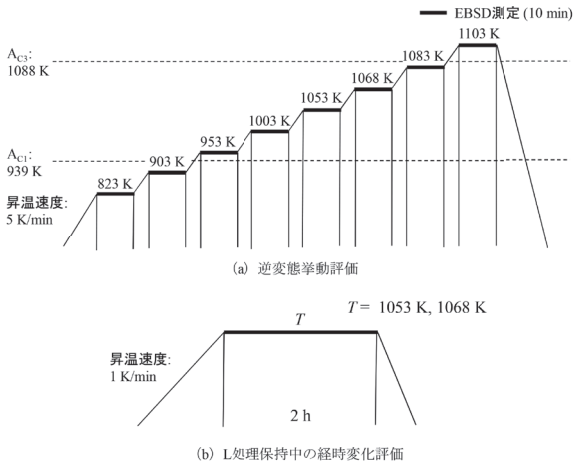

図 2　高温 EBSD 測定時の熱履歴

3.　実験結果と考察

3.1　L 処理温度変動材のミクロ組織変化

前報[4]では NC 材を対象に機械的特性に及ぼす L 処理温度の影響を評価し（図 3）、L 処理温度を A_{C3} 点直下（1068 K）とした際に最も良好な強度 - 靱性バランスを示すことが明らかとなった。本研究ではこの L 処理温度変動材を用いて組織および析出物の詳細観察を実施した。

まず、各 L 処理温度での光学顕微鏡像を図 4 に示す。Araki らの分類[5, 6]によると、グラニュラーベイニティックフェライト（α_B）及びベイニティックフェライト（α°_B）が上部ベイナイトとして定義されているが、それらは低炭素鋼特有の形状の違いによって区別されている。α_B は塊状であ

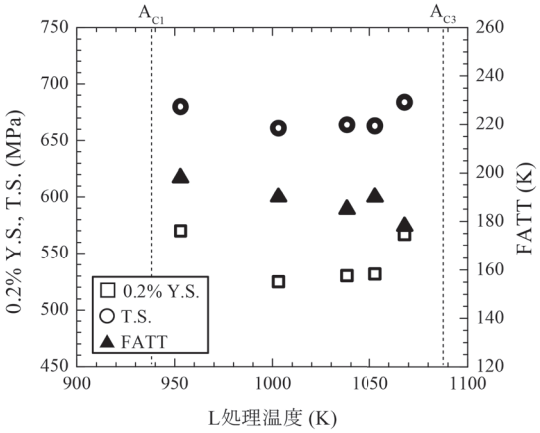

図 3　L 処理温度と 0.2 %Y.S.、T.S. および FATT の相関

り、転位下部組織は存在するものの、回復がかなり進行しており、ラスの形状が不明瞭であると言われている。一方で、α'_B はラス状で、低炭素鋼の場合は、内部に炭化物を含まず、旧γ粒界が保存されていると言われている。これらの分類判別を基に、図 4 を判断すると、いずれの L 処理温度でも組織は塊状であり、主に α_B 組織を呈していた。また、9 %Ni 鋼[7]や中 Mn 鋼[8]などでは、二相域処理温度に応じた残留γの安定化やマルテンサイト変態が報告されているが、本鋼種においては残留γやマルテンサイト変態は確認されず、α_B 単一組織となった。一方で、組織の様相は若干異なり、L 処理温度が A_{C3} 点に近づくにつれ、複雑でかつ不明瞭な組織となった。この組織の複雑さを明確にするために EBSD 測定を実施した。各 L 処理温度での境界マップ（境界角度≧ 15°）を図 5 に示す。なお、同図には Q ままの境界マップも参考として示す。L 処理温度 953 K では Q ままとほぼ同等の境界マップが得られたのに対し、L 処理温度が高温側になると大角境界の蛇行および粒界や粒内に大角境界を有する細粒が多く認められた。この組織の形態変化が光学顕微鏡で認められた複雑さに起因したと考えられる。

低温側と高温側の L 処理温度で大角境界の存在が大きく異なったことから、この形態変化は L 処理中のα→γ逆変態挙動が要因として考えられる。そこで、高温 EBSD を用い、A_{C1} 点以下から A_{C3} 点以上の各温度における逆変態挙動を調査した。Phase map を図 6 に示す。加熱温度が 903 K となるとα相の粒界から、わずかに逆変態γが生成していることがわかる。また、加熱温度の上昇に伴いその領域が徐々に広がり、1003 K では一部の粒内逆変態も進んできている。加熱温度が 1053 K まで上昇すると、未逆変態α領域と逆変態γ領域がかなり入り組んだ形で存在し、A_{C3} 点以上の加熱温度 1103 K ではγ単相となった。1003 K 以降に一部の領域で認められた粒内逆変態は昇温過程で生じた炭化物および未固溶炭窒化物が起因していると考えられる。本鋼種のような α_B を有する鋼種は、低 C であ

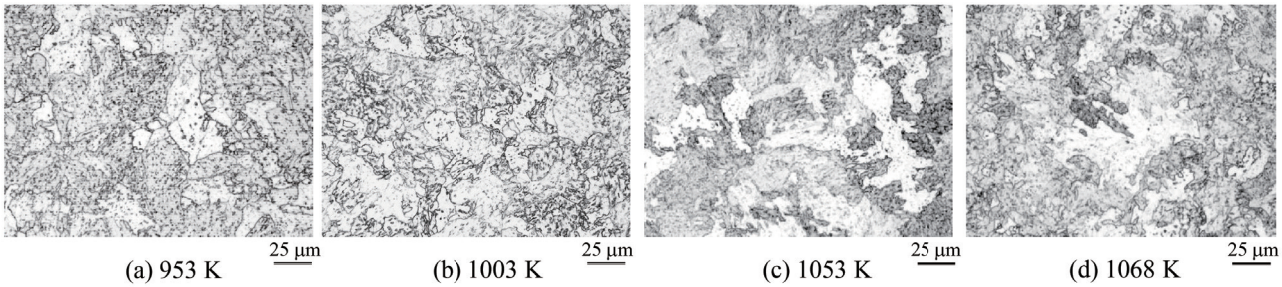

図 4　L 処理温度変動材のミクロ組織

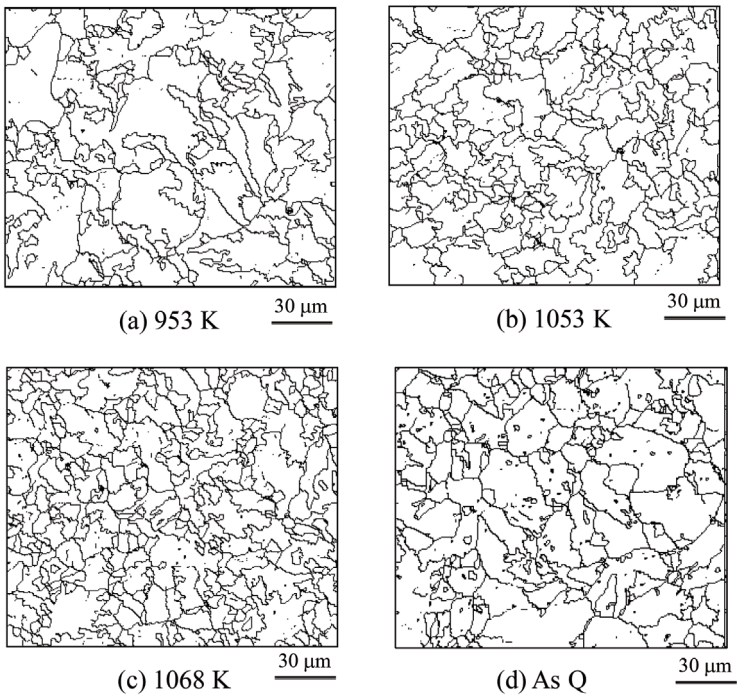

図 5　L 処理温度変動材の境界（境界角度≧ 15°）マップ

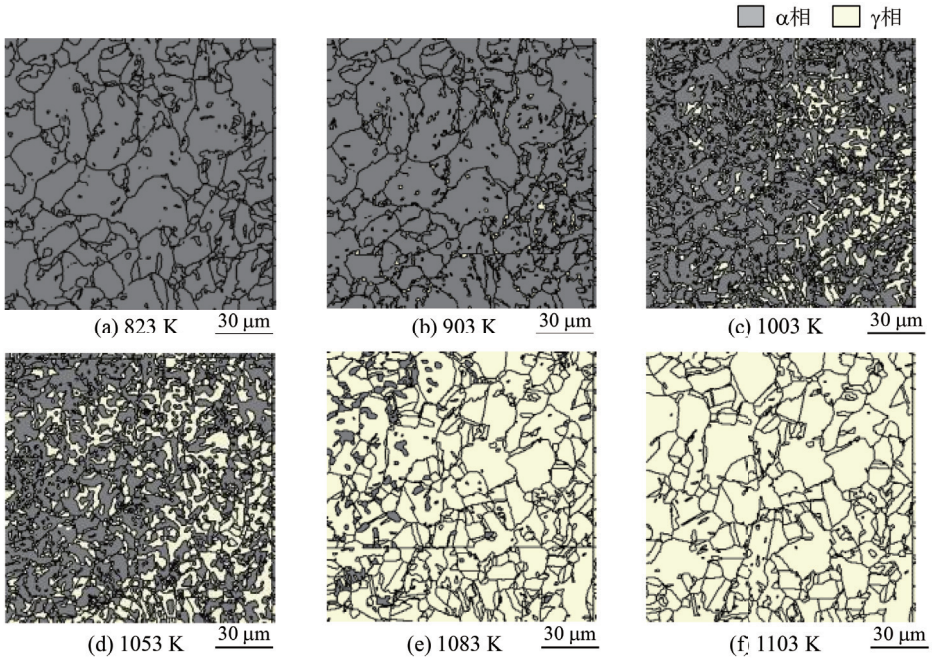

図 6　各温度での α 相と γ 相の Phase map

っても島状マルテンサイト（M-A）が析出することが報告されている[9]。従って、未固溶炭窒化物に加え、L 処理時の昇温過程で M-A の分解により生成した炭化物が粒内逆変態の核生成サイトとなったと推論される。本測定により、逆変態 γ 相が未逆変態 α 相中に非常に入り組んだ形で生成していることが確認され、これが高温側の L 処理温度で複雑な組織が形成された主因と考えられる。一方で、L 処理中の α → γ 逆変態には、保持温度だけでなく保持時間も影響することも知られている[10]。そこで、保持温度 1053 K および 1068 K での逆変態 γ 相の面積率に及ぼす保持時間の影響についても、同様に評価した。保持時間と各相の面積率の関係を図 7 に示す。保持温度到達直後の逆変態 γ 相の面積率は 1053 K で約 40 %、1068 K で約 60 % となった。その後、保持時間の増加に伴い徐々に逆変態が進行していく様子が確認され、保持時間 120 min 時点での逆変態 γ 相の面積率は、保持温度 1053 K で約 60 %、1068 K で約 90 % となった。また、いずれの保持温度でも保持時間が 100 min 以上では逆変態 γ 相の面積率がほぼ一定となった。本結果より、保持時間も α → γ 逆変態の面積率に大きく影響することが明らかとなった。また、焼戻し後の機械的特性の安定的な確保のためには、保持時間が 100 min 以上必要であることも確認された。

緒言で述べたように本鋼種は Cu を含有しており、焼戻しによる時効硬化により強度を確保している。従って、機械的特性メカニズムの解明には、L 処理時の Cu の析出挙動を把握する必要がある。そこで、各 L 処理温度で 2 h 保持後に組織凍結した試料の TEM 観察を実施

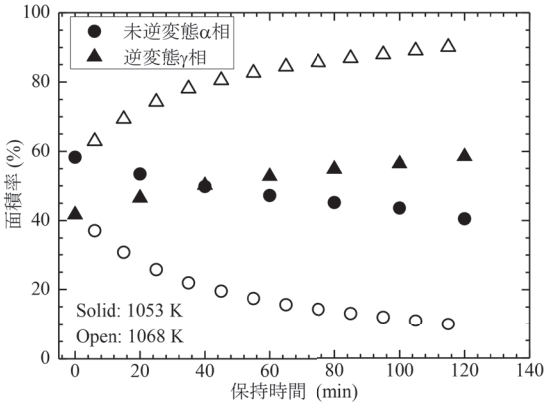

図 7　L 処理保持時間と未逆変態 α 相と逆変態 γ 相の面積率の関係

した。図 8 に L 処理温度 953 K、1053 K および 1068 K の Q-L まま材に加え、参考として Q まま材（焼入れ温度 : 1173 K、保持時間 : 90 min）の TEM 像を示す。また、図 9 に L 処理温度 953 K および 1053 K の EDS 分析（Cu、Ni および Mn マップ）結果を示す。Q まま材の TEM 像から明らかなように Q 終了時には Cu の析出物はほぼ認められなかった。一方で、L 処理温度 953 K および 1053 K の Q-L まま材では、Cu の析出物の存在しない領域と存在する領域に分かれていた。さらに、より L 処理温度が高温となる 1068 K では、Cu の析出している領域がほぼ認められなかった。L 処理中に未逆変態 α 相は高温焼戻しを受けていると考えられることから、凝集や粗大化した Cu の析出物が認められる領域は未逆変態 α 相と考えられる。一方で、析出物が認められない領域は逆変態 γ 相と考えられ、Cu は母相中に固溶したままと推定さ

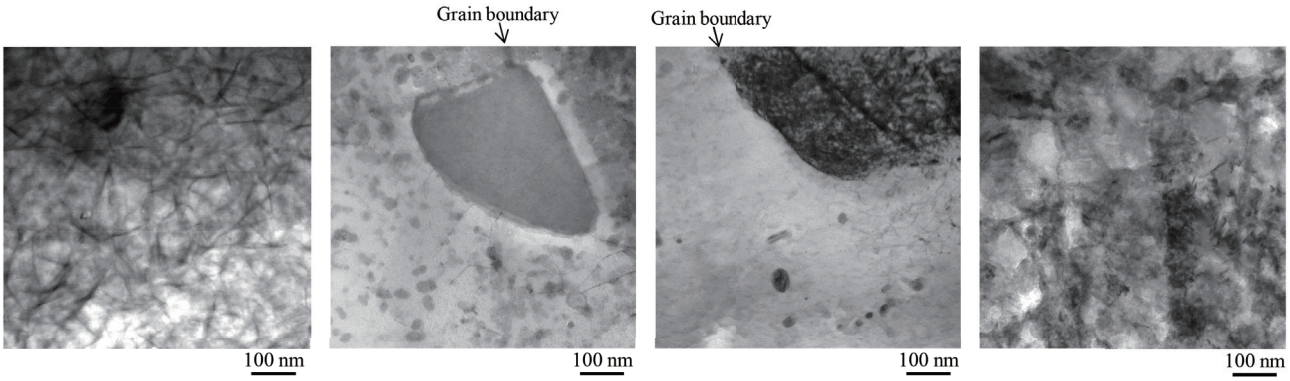

図 8　各熱処理後の TEM 像

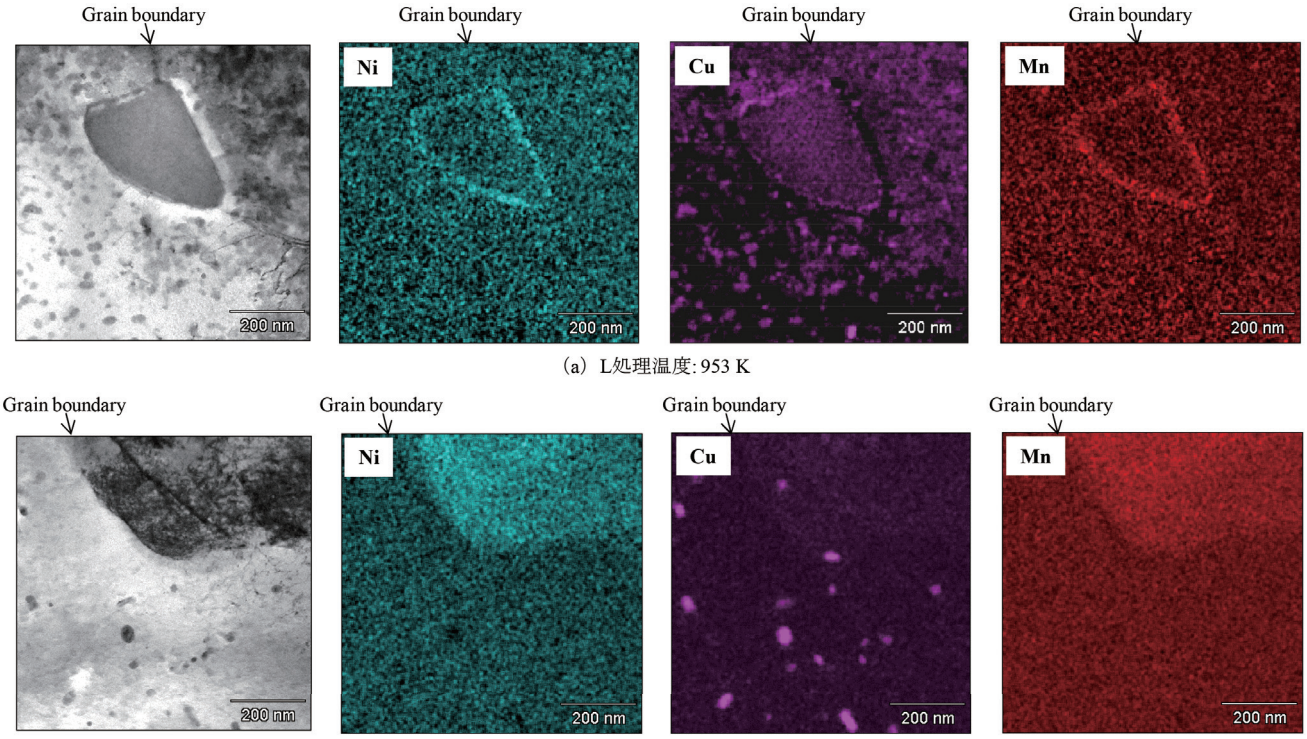

図 9　L 処理温度 953 K および 1053 K の EDS 分析結果

れる。なお、L 処理温度 1068 K で Cu 析出物が認められる領域が確認できなかったのは、高温 EBSD の結果から未逆変態 α 相が約 10 % しか存在しないため、本視野中には未逆変態 α 相がほとんど存在しなかったことが原因として考えられる。

また、Ni や Mn が逆変態 γ 相と推定される領域（Cu 未析出相）に濃化している。図 10 に Q まま材と Q-L まま材（L 処理温度 1053 K）の EPMA による Ni、Mn および Cu マップを示す。本結果より、Q まま材と比較して、Q-L まま材では元素の濃淡が明瞭となり、L 処理による成分元素の再分配が確認された。したがって、L 処理による逆変態 γ 相への成分元素の濃化は、L 処理冷却時の γ→α 変態挙動やその後の機械的特性に影響を与えると考えられる。

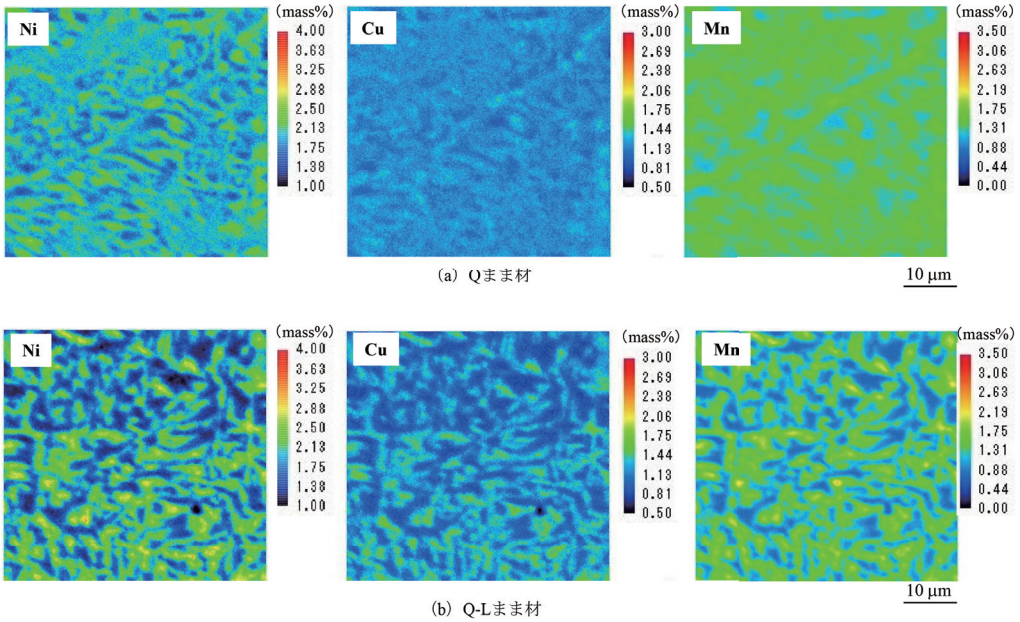

図 10　Q まま材と Q-L まま材（L 処理温度 : 1053 K）の EPMA マップ

3.2　L 処理による機械的特性発現メカニズムの考察

上述したように、機械的特性に及ぼす L 処理温度の影響には以下の特徴があることがわかった。

[1] A_{C1} 点と A_{C3} 点の中間温度域で最も強度が低下する。

[2] A_{C3} 点に近づくにつれ、低温靱性が向上する。

まず、[1] について硬質相と軟質相の観点から考察する。高強度建築用鋼では、L 処理中に未逆変態 α 相が高温焼戻しを受け、軟化したことによって降伏強さが低下すると報告されている[11]。本鋼種でも同様に、L 処理によって未逆変態 α 相が軟質相となっていると推察される。図 8 および図 9 に示したように、A_{C1} 点と A_{C3} 点の中間の温度域である L 処理温度 1053 K では、未逆変態 α 相では粗大化した Cu の析出物が認められた。つまり、この領域では L 処理による高温焼戻しにより過時効となり、軟質相が形成されたと考えられる。一方で、逆変態 γ 相は Q まま材と同様に、L 処理時に Cu は母相中に固溶したままとなる。その後の焼戻し過程で時効硬化（Cu が析出）し、硬質相となるため、軟質相と硬質相からなる複合組織が形成される。A_{C1} 点直上の比較的低温の L 処理温度の場合は、高温焼戻しによる強度低下は少ない。一方で A_{C1} 点と A_{C3} 点の中間温度域では、軟質相となった未逆変態 α 相が残存し、強度の低下をもたらしたと考えられる。A_{C3} 点直下の L 処理温度では主構成相が逆変態 γ 相（硬質相）となり、中間温度域での L 処理と比較して強度は増加したと推測される。

[2] について、9 % Ni 鋼などの従来の知見[7] では L 処理によって安定化した残留 γ の働きが重要とされてきたが、本鋼種では残留 γ は観察されず、ベイニティックフェライト粒径が靱性の主支配因子である可能性が高い[4]。この考えを基に、EBSD を用いて L 処理変動材のベイニティックフェライト粒径を測定した。平均および最大粒径を表 2 に、L 処理温度と最大ベイニティックフェライト粒径の関係を図 11 に示す。L 処理温度の上昇に伴いベイニティックフェライト粒径が微細化した。したがって、ベイニティックフェライト粒径の微細化が FATT の低温化、即ち靱性の向上に寄与したと考えられる。また、L 処理温度の上昇に伴う粒径の微細化は、高温 EBSD 測定結果（図 6）からも示されたように、L 処理温度の高温化に伴う $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態の部分的、かつ複雑な組織形成に起因していると推測される。

上述した結果を基に推測される L 処理温度 953 K、1053 K および 1068 K における組織および析出物の模式図を図 12 に示す。L 処理温度 953 K では、$\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態がほぼ進行しない。つまり、初期（Q 後）の結晶粒がそのまま残存しており、結晶粒径の微細化が達成されないため、靱性は低くなったと推定される。また、L 処理温度 1053 K では、L 処理中に約 60 % が逆変態 γ 相となるため、953 K よりも結晶粒径微細化による靱性の向上効果が発現する。一方で、面積率で約 40 % 残存した未逆変態 α 相は 1053 K もの高温で焼戻しを受けているため、軟質相となり材料全体の強度、特に 0.2 %Y.S. は低下する。一方で、最も強度 - 靱性バランスが良好であった L 処理温度 1068 K では、L 処理中の逆変態 γ 相が約 90 % となり、わずかに未逆変態 α 相が残存する状態となる。つまり焼戻し後は、逆変態 $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態を経て通常の焼戻し（873 K）を受けた α 相が主構成相となる。このため、L 処理温度 1053 K と比較して、0.2 %Y.S. と T.S. ともに増加したと考えられる。さらに、逆変態 γ 相の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に加え、わずかに残存した未

逆変態α相によってベイニティックフェライト粒径が微細化されたため靱性が向上したと推察される。

EPMA による元素マップにて示したように、L 処理時には成分元素が再分配するため、今後はそれらも含めた詳細な検討が必要となっている。しかし、本研究成果から、L 処理中の未逆変態α相および逆変態γ相の面積率やその複雑な組織形成挙動と逆変態に伴う Cu 析出物の分散状態の変化により機械的特性が決まることが明らかとなった。

表 2　L 処理温度変動材のベイニティックフェライト粒径測定結果

L処理温度 (K)	ベイニティックフェライト粒径 (μm)	
	平均	最大
953	12.5	129
1003	10.8	96
1053	10.5	84
1068	7.2	49

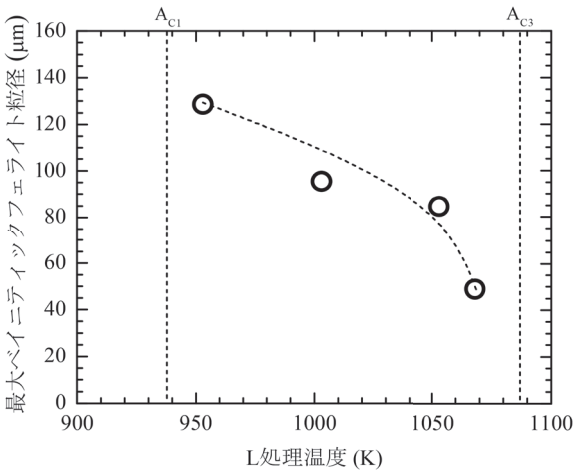

図 11　L 処理温度と最大ベイニティックフェライト粒径の関係

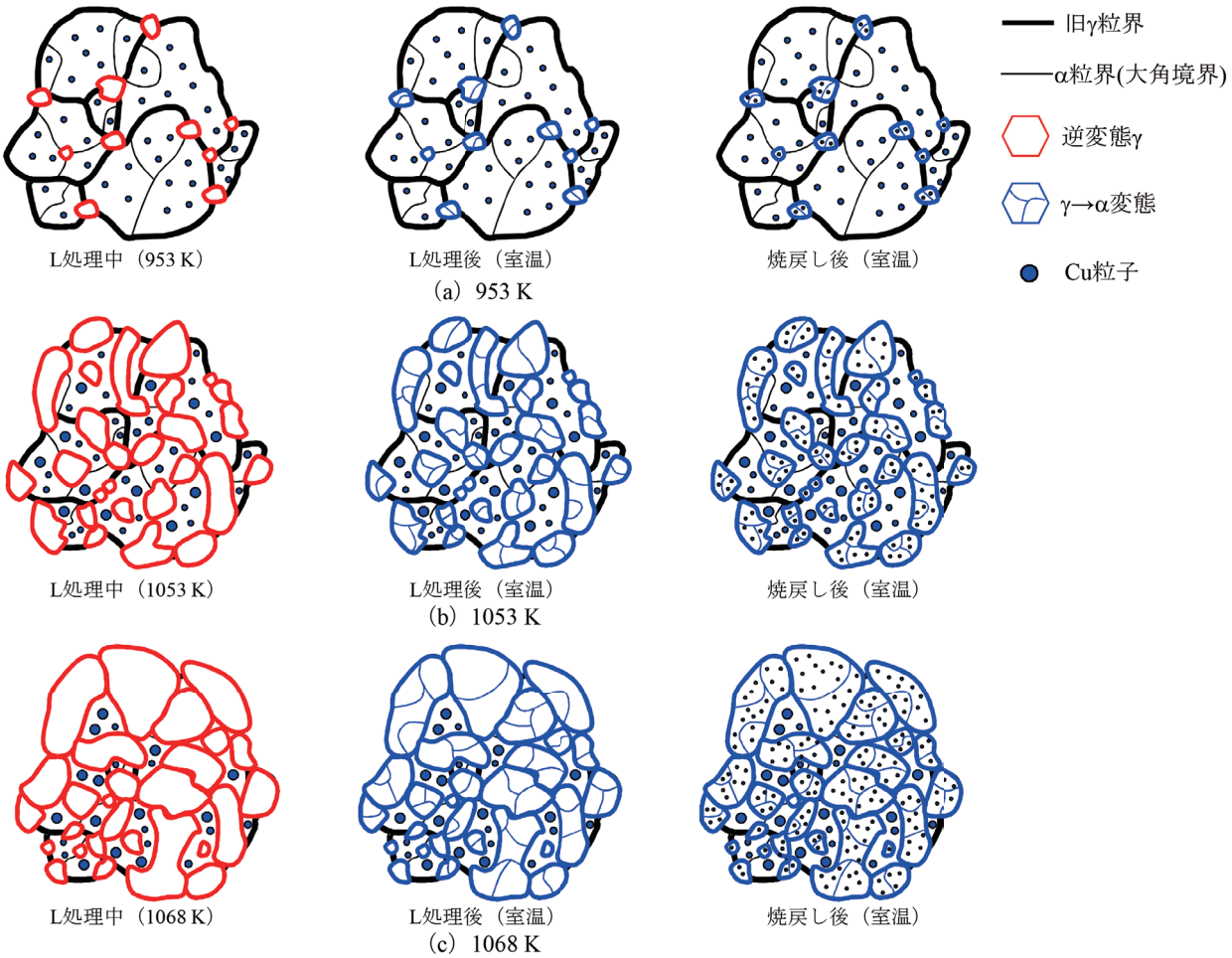

図 12　異なる温度で L 処理した場合の各熱処理段階における組織および析出物の模式図

3.3　L 処理効果に及ぼす C 量の影響

緒言で述べたように、鋼中の C は変態点に大きく影響することや L 処理中に拡散しやすいことを考慮すると、L 処理効果への影響も大きいと推測される。さらに、本鋼種は溶接性（低温割れの防止や溶接後熱処理の省略）などの観点から低 C であり、実機製造の観点から L 処理効果に及ぼす C 量の影響を明らかにすることは材料の信頼性確保のために必要である。そこで、本研究では C 量変動材（C 量 : 0.01 ～ 0.05 mass%）を用いて材料特性を評価した。

まず、L 処理温度を 1058 K とした際の各 C 量変動材のミクロ組織を図 13 に示す。いずれの C 量であっても主に α_B 組織を有しており、組織に違いは認められなかった。強度および FATT と C 量の関係を図 14 に示す。C 量の増加に伴い強度は増加したものの、FATT はほぼ同等となった。一般的には、強度と靱性はトレードオフの関係を持つが、本結果ではそれと異なる関係となった。この要因を明らかにするためにベイニティックフェライト粒径を測定した。各 C 量変動材の粒径分布を図 15 に示す。C 量の増加に伴い、ベイニティックフェライト粒径が微細化し、HC 材が最も細粒であった。したがって、この細粒化が強度 - 靱性バランスを向上させたと考えられる。同一の L 処理温度で行っているにも関わらず、HC 材で結晶粒径が微細化した要因として C 量による変態点の違いが挙げられた。そこで、図 16 に示す C 量と変態点（A_{C1} および A_{C3} 点）の関係から考察する。LC 材の A_{C3} 点は 1103 K、HC 材では 1071 K であり、C 量の増加に伴い変態点が低下するのが確認された。材料特性評価を実施した際の L 処理温度は 1053 K であったため、LC 材では A_{C3} 点から 50 K 低い温度で、HC 材では 18 K 低い温度で L 処理を行ったこととなる。したがって、同じ L 処理温度では異なる C 量の鋼の機械的特性に及ぼす L 処理の効果が異なると考えられる。

これらの結果から、L 処理効果を十分に得るためには A_{C3} 点を基準として L 処理温度を設定することが重要になると考えられる。そこで、LC 材および HC 材を用い、L 処理温度を（A_{C3}-15）および（A_{C3}-18）K、または（A_{C3}-30）K とした際の機械的特性を評価した。L 処理温度と 0.2 %Y.S. および T.S. の関係を図 17 に FATT の関係を図 18 に示す。なお、横軸は A_{C3} 点と L 処理温度の差を示した。L 処理温度を A_{C3} 点直下とした場合、LC 材では強度が増加し、靱性も向上した。また HC 材では強度が増加したにもかかわらず、靱性の低下は認められなかった。つまり、LC 材と HC 材ともに強度 - 靱性バランスが向上したと言える。これまでの結果から、靱性の向上は L 処理温度の増加に伴うベイニティックフェライト粒径の微細化、L 処理温

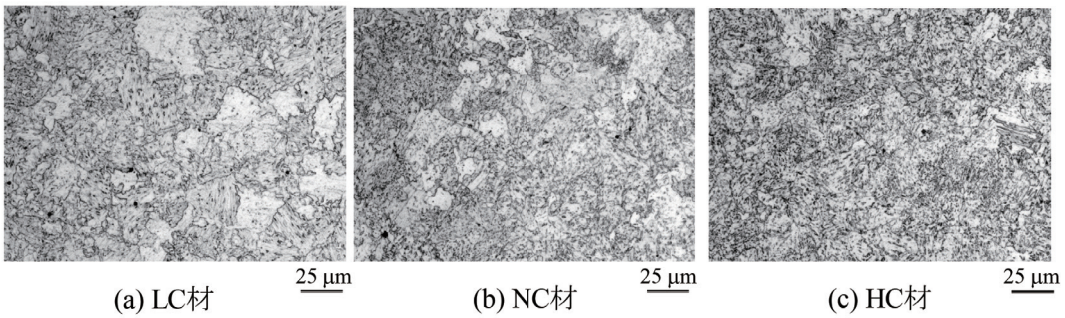

図 13　C 量変動材のミクロ組織（L 処理温度 : 1053 K）

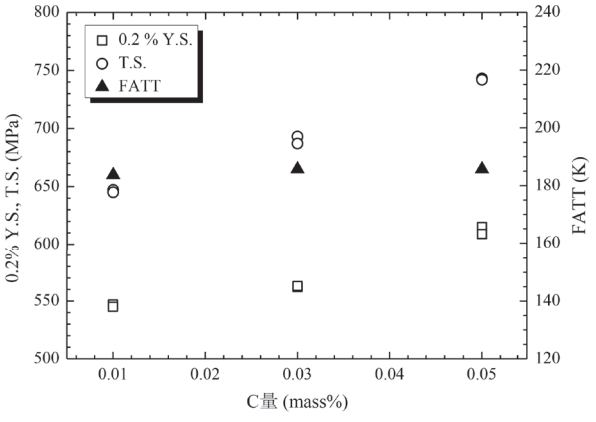

図 14　C 量と 0.2 %Y.S.、T.S. および FATT の関係
（L 処理温度 : 1053 K）

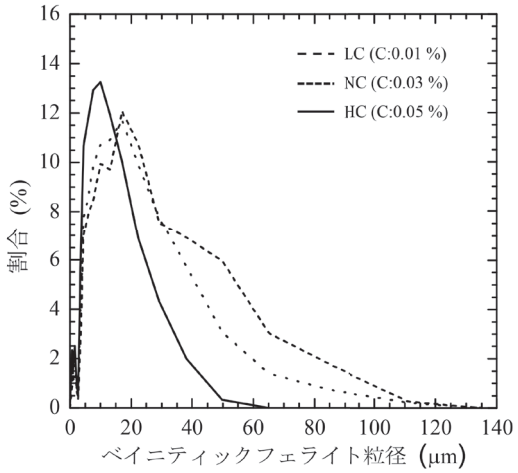

図 15　各 C 量変動材のベイニティックフェライト粒径分布
（L 処理温度 : 1053 K）

度の低温化に伴う強度の低下は、未逆変態α相（軟質相）の面積率の増加が起因していると推定される。また、L 処理温度が A_{C3} 点直下となる場合は、LC 材でも強度の向上が認められたが、HC 材の方が 0.2 %Y.S.、T.S. ともに高くなった。L 処理温度が A_{C3} 点直下となる場合には、主構成相が逆変態γ相となり、引張特性は逆変態γ相の強度が主因となる。従って、C 量の増加によって逆変態γ相の強度が増加することで、HC 材では 0.2 %Y.S. および T.S. が増加したと考えられる。

L 処理効果に及ぼす C 量の影響として、変態点の変化による最適 L 処理温度の変化が挙げられた。同じ組織（α_B）が得られる C 量の範囲であれば、A_{C3} 点を基準として L 処理温度を選定することで、いずれの C 量でも強度 - 靱性バランスの向上が期待できることが明らかとなった。さらに L 処理を施した本鋼種の C は、主に逆変態γ相の強度に影響すると考えられ、逆変態γ層が主構成相となる A_{C3} 点近傍の L 処理温度において、その効果が顕著に現れることが明らかとなった。

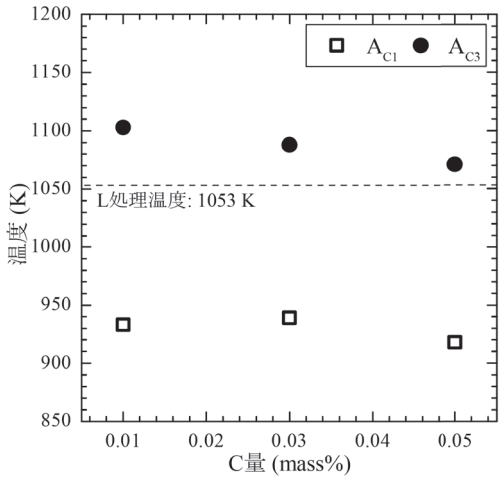

図 16　C 量と変態点（A_{C1} 点と A_{C3} 点）の関係

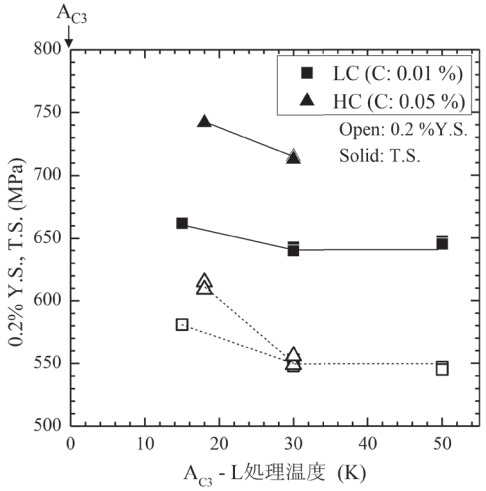

図 17　LC 材と HC 材の L 処理温度と 0.2 %Y.S. および T.S. の関係

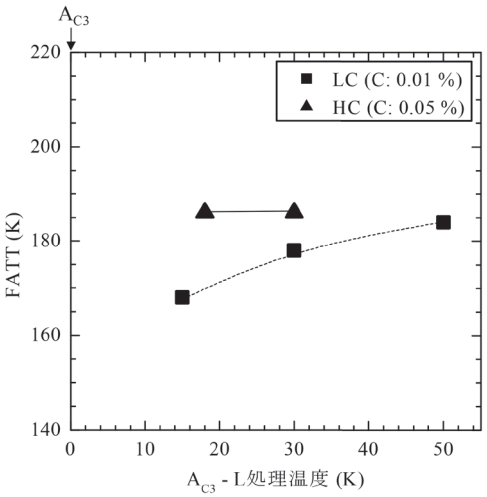

図 18　LC 材と HC 材の L 処理温度と FATT の関係

4. 結　　言

本研究により以下の結果を得た。

(1) L 処理温度によって、材料の強度 - 靱性バランスが異なり、A_{C1} 点近傍では強度は高いが靱性は低く、A_{C3} 点直下では強度と靱性がともに高くなった。その中間温度域では強度は低いが、靱性は A_{C1} 点近傍の場合よりやや高くなった。

(2) いずれの L 処理温度でもミクロ組織は α_B 主体の組織であったが、高温側の L 処理温度では大角境界の蛇行などが認められ、組織の様相は複雑となった。この組織の複雑化は、L 処理中に逆変態γ相が未逆変態α相中に入り組んだ形で生成していることに起因すると推定される。

(3) 未逆変態α相中では Cu 析出物が凝集、粗大化している様子が確認された。従って、L 処理により未逆変態α相は高温焼戻しを受け軟質相となり、逆変態γ相は L 処理後の焼戻し中に時効硬化し硬質相となるため、L 処理により、軟質相と硬質相の複合組織が形成されることが示唆された。

(4) L 処理による機械的特性発現メカニズムとして、強度の低下は軟質相の存在が、靱性の向上はベイニティックフェライト粒径の微細化が起因していることが示唆された。また、L 処理による強度 - 靱性バランスの向上は、L 処理中の未逆変態α相と逆変態γ相の面積率が重要な因子になると考えられる。

(5) C 量の増加に伴い変態点が低下するため、同一 L 処理温度による L 処理効果が異なることが明らかとなった。一方で、A_{C3} 点を基準に L 処理温度を最適化（A_{C3} 点直下）することで、C 量 0.01 ～ 0.05 mass% の範囲であれば、いずれの C 量であっても強度 - 靱性バランスを向上できることが明らかとなった。

参 考 文 献

1) International Energy Agency: Energy Balance 2014
2) J.Saint-Marcoux, J.Legras: OTC 2014, OTC-25165-MS p. 946
3) Martin A. Walsh, Stephen Price: Steel Forgings Second Volume, ASTM STP1259 p.196
4) 本間，鵜野，佐々木，橋，杉本，木村 : 日本製鋼所技報 , No.67 (2016) p.25
5) 荒木 : 熱処理 , Vol.29 (1989) p. 322
6) 荒木，榎本，柴田 : 鉄と鋼 , Vol.77 (1991) p. 1544
7) 矢野，桜井，三村，脇田，小沢，青木 : 鉄と鋼 , Vol.59 (1973) p. 752
8) 棗田 , 北原 , 橋本 : 鉄と鋼 , Vol. 102 (2016) p. 525
9) 鋼のベイナイト写真集 -1, 日本鉄鋼協会　基礎研究会 ベイナイト調査研究部会編 (1992)
10) H. Kim, Y. Ahn, Y. Oh, G. Kim and J. Hong: The 13th International Forgemasters Meeting, Korea, (1997) p. 197
11) 植田，遠藤，伊藤 : JFE 技報，No. 18 (2007) p.23