

二相域焼入れによる海洋構造物用 Cu 含有低合金鋼の機械的特性の改善

Improvement on Mechanical Properties of Cu-containing Low Alloy Steel for Offshore Applications by Intercritical Quenching



本間 祐太*
Yuta Honma



鵜野 剛吉*
Koukichi Uno



佐々木 元*
Gen Sasaki



博士(工学) 橋 邦彦*
Dr. Kunihiko Hashi



杉本 隆志**
Takashi Sugimoto



博士(工学) 木村 公俊**
Dr. Kimitoshi Kimura

要 旨

石油・天然ガスは世界の一次エネルギーの約6割を占めており、今後もその需要は増加すると予想されている。これらの採掘に用いられる海洋構造物用鋼には、Cu含有低合金鋼（ASTM A707 L5 Mod. 鋼）が広く用いられ、軽量化を目的とした高強度化に加え、破壊事故防止の観点から高い低温靱性が要求されている。同鋼を適用した当社の製造実績としては Tension Leg Platform (TLP) 向け部材があるが、近年は素材に対する要求仕様が一層厳しくなっており、当社においても、要求仕様に対して改めて長尺鍛鋼品の製造を検討することにした。

そこで本報では、ASTM A707 L5 Mod. 鋼を対象とし、本鋼種の強度 - 靱性バランスの向上を目的に、二相域焼き入れ（L処理）の適用を検討した。本鋼種へL処理を適用することで、靱性を飛躍的に向上できることが明らかとなった。このL処理を適用した実機規模の長尺鍛鋼品試作体（長さ20,000mm）を製造した。解体調査の結果、L処理の適用により、製品全体に渡って、良好な強度 - 靱性バランスが得られ、海洋構造物用鋼として、優れた機械的特性および均質性を有する長尺鍛鋼品の製造が可能であることが明らかとなった。

— Synopsis —

Oil and natural gas are main energy source and account for about 60 percent of primary energy in the world, and also demands of these are expected to increase in future. Cu containing low alloy steel based on ASTM A707 L5 grade is widely used for structures of offshore well. The steel applied for offshore structures is required to be high strength for weight reduction and excellence in low temperature toughness from prevention of failure accident. JSW had manufactured the steel for components of Tension Leg Platform (TLP) in the past. However, requirement specifications for the materials have become more severe since then. In order to meet current specifications, we reexamined the manufacturing process for long forging products using the steel.

In this research, we investigated applicability of intercritical quenching (Lamellarizing) to ASTM A707 L5 Mod. steel for improving balance between strength and toughness. From the results, it was found that lamellarizing makes a significant improvement of toughness of the steel. A full size trial production of tapered stress joint (length : 20,000mm) was manufactured with the lamellarizing. The investigation across whole length of the trial product showed that it has good mechanical properties and homogeneity for offshore applications.

*: 室蘭研究所
Muroran Research Laboratory

** : 室蘭製作所
Muroran Plant

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、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¹⁾。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、材料のアレスト性、破壊靱性に対する評価及びその要求値も厳しくなっている。

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})が要求される。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²⁾。当社においても、過去に同鋼を適用した TLP 向け部材の製造実績がある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 ($0.2\%Y.S. \geq 552 \text{ MPa}$) の強度が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。

そこで我々は二相域焼入れ(Lamellarizing: L)処理に着目した。L処理は、 A_{c3} 点以上の保持温度(γ 相単相)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。L処理の適用事例は、780 MPa 級建築用鋼の高強度-低降伏比(Yield Ratio: YR)化⁴⁾、及び9%Ni鋼などの極低温用鋼の低温靱性の確保⁵⁾などがある。前者については、二相域加熱中に α 相から逆変態した γ 相が、その後の焼入れによりフレッシュマルテンサイト、即ち硬質相となることで引張強度(T.S.)を担保し、未逆変態の α 相は高温焼戻しを受けて軟質相となり、0.2%Y.S.が低下することで、低降伏比(YR)化を実現している。また、後者については、二相域加熱中に α 相から逆変態した γ 相にNiなどの γ 安定化元素が濃化し、低温まで安定に存在できるようになった残留 γ 相が分散することが主要因であると報告されている。

しかし、Cu粒子により析出強化される海洋構造物用鋼においては、機械的的特性に及ぼすL処理の影響を調査した研究はない。そこで本研究では、代表的な海洋構造物用鋼である A707 Grade L5 改良鋼を対象に、機械的的特性に及ぼす二相域焼入れの影響を明らかとすることを目的とした。また、本研究で得られた知見を生かして長尺鍛鋼品の実機試作体を製造し、解体調査によって、試作体全体の特性及び均質性を確認したので報告する。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

供試材は ASTM A707 Grade L5 改良鋼とした。化学組成を表1に示すが、本鋼種の特徴として、溶接性と焼入れ性確保のために、低CかつNiを約2.0 mass%含有している。また、強度確保、耐食性向上の観点から、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を含有している鋼である。本実験では、真空誘導溶解(Vacuum Induction Melting: VIM)で溶製した50kg小型試験鋼塊(Steel A)を用いて機械的的特性に及ぼすL処理の影響を調査した。また、強度-靱性バランスを考慮した最適L処理温度の調査には実機試作材の余長部試材(Steel B)を用いた。なお、Steel A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: 3.14s)。

図1に熱処理条件を示す。Steel A及びBに対し、1233 Kで焼準(Normalizing: N)後、1173 Kからの焼入れ(Quenching: Q)を実施した。Q後に873 Kで焼戻し(Tempering: T)を施したQ-T材、Q後に1053 KでL処理し、その後873 Kで焼戻したQ-L-T材を準備した。なお、本鋼の A_{c1} 点は930 K、 A_{c3} 点は1083 Kであり、焼入れ時の冷却速度は実機材相当のシミュレーション冷却を実施した。また、最適L温度は、Q-L-T材のL処理温度を953~1068 Kの間で変動させ、それらの機械的的特性から決定した。

表1 供試材の化学組成 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	Other	A_{c1} (K)	A_{c3} (K)
A	0.03	0.35	1.40	2.15	0.72	1.27	0.46	Al, Nb	929	1083
B	0.02	0.33	1.30	2.11	0.72	1.23	0.42	Al, Nb	927	1081

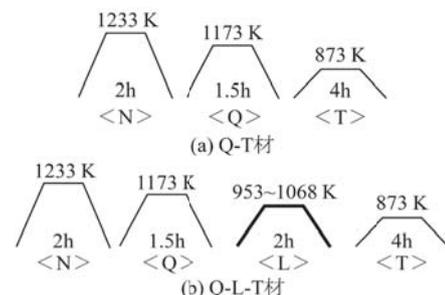


図1 熱処理条件

2.2 実験方法

ミクロ組織観察は、2% 硝酸アルコール (2% ナイタル) にてエッチングを施し、光学顕微鏡により行った。旧 γ 粒の結晶粒度測定は、界面活性剤を加えた飽和ピクリン酸水溶液に浸漬させた後、5% ピクリン酸アルコール/ピロ亜硫酸ナトリウム水溶液の混合液に浸漬させることで得た旧 γ 粒界組織を光学顕微鏡観察による比較法 (10 視野) の平均値にて行った。

材料特性評価は引張試験、シャルピー衝撃試験、DWT、CTOD 試験を実施した。引張試験は GL50 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、試験温度 133 ~ 273 K とし、延性破面率が 50% とする延性 - 脆性遷移温度 (Fracture Appearance Transition Temperature: FATT) を求めた。また、有効結晶粒径 (d_{EFF}) に及ぼす L 処理の影響を明確にするために、シャルピー衝撃試験後の脆性破面主体の破面を走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM, JEOL JSM-6060A) にて観察し、画像解析から求めたそれぞれのへき開破面の大きさ (破面単位) を円相当径に換算し、それらを d_{EFF} とした。最大値、平均値及び粒径分布から d_{EFF} を評価した。なお、各種 d_{EFF} の平均サイズは全ての割合で重み付けした加重平均値を用いた。さらに、 d_{EFF} を支配する金属組織を特定するため、サーマル型電解放射型走査型電子顕微鏡 (Field Emission Scanning Electron Microscope: FE-SEM, JEOL JSM-7100F) に取り付けられた電子線散乱分光 (Electron Back Scatter Diffraction: EBSD) 装置 (TSL MSC-2200) を用いて、シャルピー衝撃試験後の脆性破壊起点部近傍の断面に発生したサブクラックを観察した。また、結晶方位差 15° 以上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) を求めた。1 視野あたりの測定範囲は 300 × 450 μ m、視野数 4 とし、その集計結果から最大、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

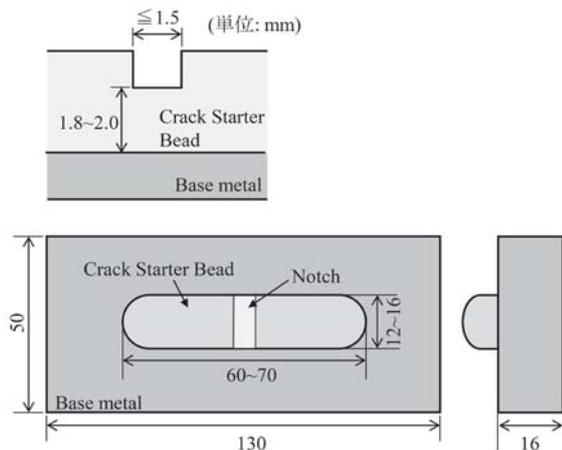


図2 落重試験片形状 (P-3 Type)

ト粒径の平均値も加重平均値を用いた。

DWT の試験片形状を図 2 に示す。試験片形状は P-3 Type とし、クラックスタータビードは NRL-S (KSL 社製) を用い、試験は ASTM E208 に従った。試験温度 208 ~ 243 K とし、無延性遷移温度 (Nil-Ductility Transition Temperature: NDTT) によって各種材料を評価した。

CTOD 試験は実際の製品の試験片採取位置の肉厚で試験片形状及び試験温度が決まるため、本研究では薄型試験片として試験片板厚 (B) が 16.7 または 17.1 mm の B × 2B 試験片を用いた。また、厚型試験片として試験片板厚 (B) が 80 または 100 mm の B × B 試験片を用いた。各試験片形状を図 3 に示す。試験温度は薄型試験片では 253 K、厚型試験片では 273 K とし、試験は BS7448-1 に従い、荷重負荷速度 (dK/dt) は 0.5 ~ 3.0 MPa·m^{1/2}/s の範囲で実施した。得られたクリップゲージ開口量と荷重から式 (1) を用いて、CTOD 値 (δ) を算出した。

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{r_p(W-a_0)V_p}{r_p(W-a_0)+a_0+z} \quad (1)$$

δ : き裂先端開口変位 (mm), K : 応力拡大係数 (MPa·m^{1/2}), E : ヤング率, ν : ポアソン比, r_p : ローテーションシフター ($a_0/W=0.5$ の場合, $r_p=0.4$), W : 試験片幅 (mm), a_0 : 初期き裂長さ (mm), V_p : 切欠き末端開口変位の組成成分 (mm), z : ナイフエッジ高さ (mm) である。また、CTOD 試験結果は δ_c , δ_u , δ_m に分類され、 δ_c は安定延性き裂成長量が 0.2 mm 以下で、脆性き裂進展が生じた際のき裂先端開口変位、 δ_u は安定延性き裂成長量が 0.2 mm 以上で、かつ最大荷重点に到達する前に脆性き裂進展が生じた際のき裂先端開口変位、 δ_m は最大荷重点に到達した際のき裂先端開口変位を示す。

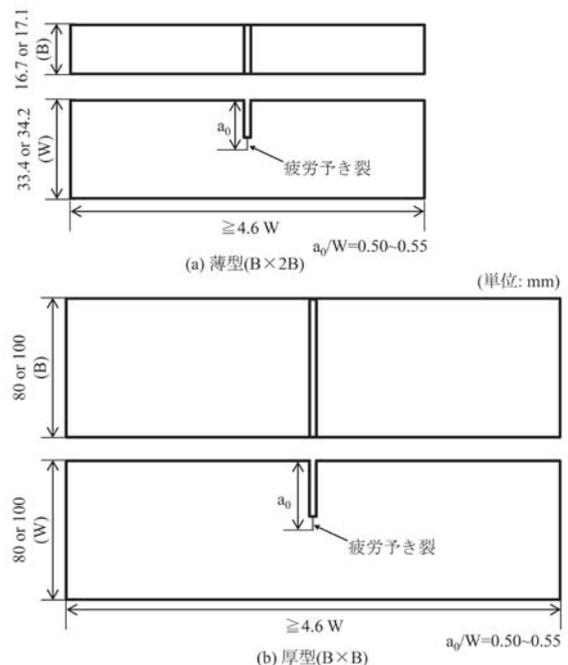


図3 CTOD 試験片形状

3. 実験結果と考察

3.1 機械的的特性に及ぼす L 処理の影響

Q-T 材と Q-L-T 材のマイクロ組織の光学顕微鏡像を図 4 に、旧 γ 粒観察結果を図 5 に示す。まず、マイクロ組織についてであるが、Araki らの分類^{6,7)}によると、グラニューレーベニティックフェライト (a_B) 及びベニティックフェライト (a°_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。 a_B は塊状のベニティックフェライトであり、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、 a°_B はラス状のベニティックフェライトで、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、ベニティックフェライトが塊状であること、旧 γ 粒界がやや不鮮明であることなどを考慮すると、Q-T 材、Q-L-T 材共にマイクロ組織は a_B と判断され、L 処理による組織自体の変化は認められなかった。しかし、L 処理を適用した Q-L-T 材の方が複雑な様相を示した。この複雑さについては後述する EBSD 測定結果にて記載する。また、旧 γ 粒界はやや不鮮明であったが、光学顕微鏡の比較法で測定した結果、Q-T 材では G.S.No. 6.1 (平均旧 γ 粒径: 約 42 μm) に対し、Q-L-T 材では G.S.No. 6.6 (平均旧 γ 粒径: 約 36 μm) となり、L 処理によって旧 γ 粒径がわずかに細粒となった。

室温引張試験結果を表 2 に示す。Q-T 材では 0.2 %Y.S. が 640 MPa、T.S. が 729 MPa であったのに対し、Q-L-T 材では 0.2 %Y.S. が 569 MPa、T.S. が 726 MPa となり、L 処理によって 0.2 %Y.S. の低下、つまりは YR の低下が認められた。本鋼種のような Cu 析出鋼においても、高強度建築用鋼などと同様の傾向が確認された。

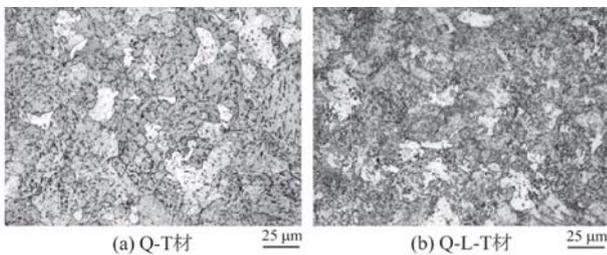


図 4 ミクロ組織

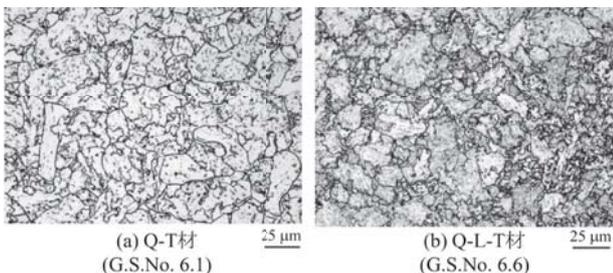


図 5 旧 γ 粒

シャルピー衝撃試験より得られた遷移曲線 (衝撃吸収エネルギー、延性破面率) を図 6 に示す。いずれの熱処理条件であっても、上部棚エネルギーはほぼ同等であり、約 270 J であった。FATT は Q-T 材で 233 K、Q-L-T 材で 193 K となった。これらの結果から、Q-L-T 材は海洋構造物用鋼として十分な低温靱性を有していることがわかった。

Q-T 材、Q-L-T 材ともに脆性破面が主体 (下部棚) となる試験温度で破断させたシャルピー衝撃試験片の起点部近傍の破面の SEM 像を図 7 に示す。破面はいずれもリバーパターンを示すへき開破面となっており、粗大なセメントイトや介在物などは認められなかった。これより、いずれの供試材も脆性破面形態は粒内へき開破壊であると判断される。

表 2 室温引張試験結果

熱処理	0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)	YR (-)
Q-T	640	729	28	76	0.88
Q-L-T	569	726	27	75	0.78

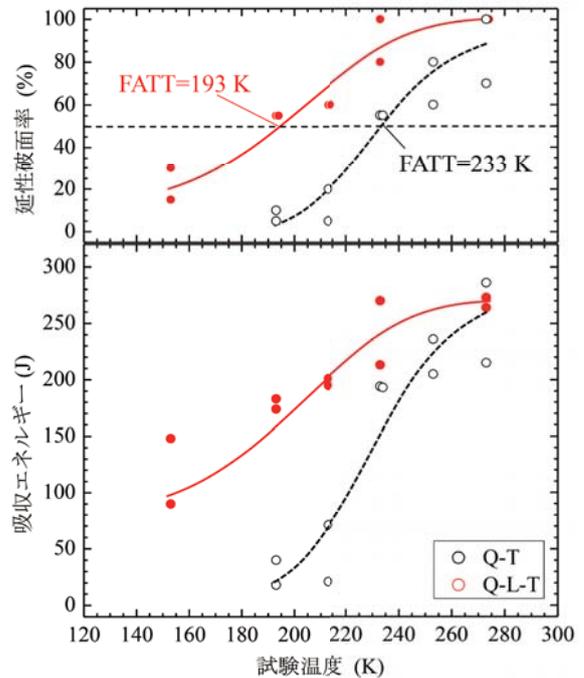


図 6 Q-T 材と Q-L-T 材の遷移曲線

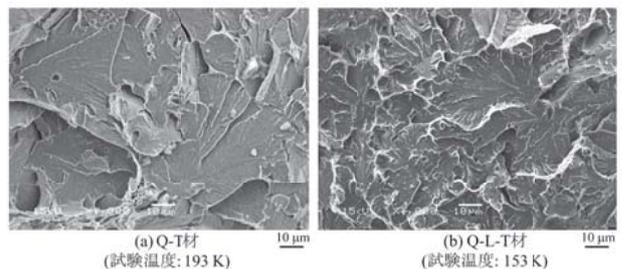


図 7 破面の SEM 像

一般に d_{EFF} が小さいほど靱性が向上する^{8,9)}ことから、この破面の SEM 像から求めた d_{EFF} の分布を図 8 に示す。Q-T 材では最大で 41.5 μm 、平均で 11.9 μm であったのに対し、Q-L-T 材では最大で 31.7 μm 、平均で 8.0 μm となった(表 3)。また、その分布も Q-L-T 材では細粒側にピークを持ち、L 処理を施すことで明らかに d_{EFF} が微細化した。したがって、L 処理で細粒化したことにより FATT が低温側にシフトしたと考えられる。なお、L 処理による d_{EFF} の微細化の要因については、EBSD 測定による組織詳細観察結果で後述する。

表 4 に薄型 CTOD 試験結果(試験温度 253 K)を、表 5 に厚型 CTOD 試験結果(試験温度 273 K)を示す。表中の δ_c は安定延性き裂長さが 0.2 mm 以下で脆性き裂進展が生じた際の CTOD 値、 δ_u は安定延性き裂長さが 0.2 mm 以上で、かつ最大荷重点前に脆性き裂進展が生じた際の CTOD 値、 δ_m は最大荷重点での CTOD 値を示す。薄型 CTOD 試験結果より、Q-T 材では 3 本中 2 本は脆性破壊が生じることなく最大荷重点まで到達(δ_m)したが、残りの 1 本はほぼ安定き裂が発生することなく、脆性き裂進展が生じた(δ_c : 0.09 mm)。一方、Q-L-T 材は 3 本中 3 本で最大荷重点まで到達(δ_m)し、L 処理により安定的に CTOD 値

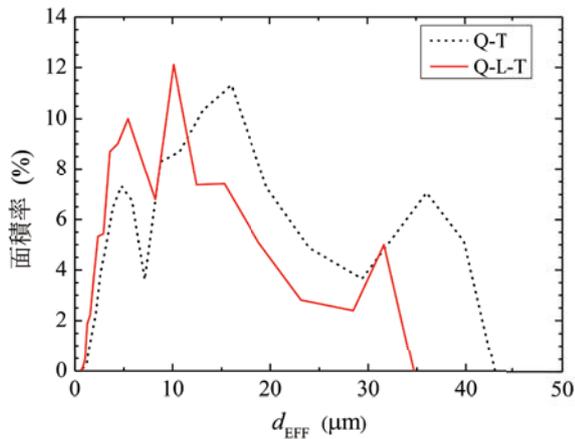


図 8 Q-T 材および Q-L-T 材の d_{EFF} 分布

表 3 d_{EFF} 測定結果

熱処理	平均粒径 (μm)	最大粒径 (μm)
Q-T	11.9	41.5
Q-L-T	8.0	31.7

表 4 薄型 CTOD 試験結果(試験温度: 253 K)

熱処理	試験片寸法 (mm)	T.P. No.	荷重 (kN)	クリップゲージ開口量 V_p (mm)	CTOD 値 δ (mm)
Q-T	17.1 × 34.2 (B × 2B)	1	31.2	0.51	0.09 (δ_c)
		2	37.3	3.68	0.99 (δ_m)
		3	36.9	3.82	1.02 (δ_m)
Q-L-T	17.1 × 34.2 (B × 2B)	1	33.6	3.79	0.94 (δ_m)
		2	32.8	3.95	0.96 (δ_m)
		3	31.5	3.98	0.97 (δ_m)

が得られることが明らかとなった。また、厚型 CTOD 試験では Q-T 材(試験片板厚: 80 mm)と Q-L-T 材(試験片板厚: 100 mm)で試験片形状が異なるため、直接的な比較はできない。一般的に板厚が厚くなるほど、荷重負荷時の拘束が大きく、さらに脆性破壊の起点と成り得る領域がき裂の進展領域に存在する確率が高くなることを考慮すると、より板厚の厚い CTOD 試験片を用いた Q-L-T 材の方が、より厳しい評価となっていると考えられる。しかし、Q-T 材では 2 本中 2 本で最大荷重点到達前に脆性破壊(δ_u)が生じたのに対し、Q-L-T 材では 2 本中 2 本で最大荷重点まで到達(δ_m)した。本試験結果から得られた試験片板厚と CTOD 値の相関を図 9 に示すが、特に厚型 CTOD 試験片を用いた場合において、L 処理による顕著な CTOD 特性の向上が認められた。本結果からも、シャルピー衝撃試験と同様に、L 処理によって低温靱性の向上が認められた。

したがって、本鋼種において L 処理を施すことにより、0.2 % Y.S. はやや低下するものの、低温靱性が飛躍的に向上し、海洋構造物用鋼で要求される CTOD 値などの破壊靱性値に対しても良好な特性が得られることが明らかとなった。

3.2 L 処理による機械的的特性の変化発現メカニズムの考察

上述のように、L 処理には以下の効果が認められた。

- (1) T.S. を維持しながら 0.2 % Y.S. が低下するため、YR が低下する。
- (2) 低温靱性が顕著に向上する。

(1) の主因として、高強度建築用鋼と同様に、L 処理中に逆変態しない α 相が高温焼戻しを受け軟化したことによって 0.2 % Y.S. が低下したこと、及び逆変態した γ 相に Cu が固溶し、その後の焼入れにより再度 α 相に変態し、

表 5 厚型 CTOD 試験結果(試験温度: 273 K)

熱処理	試験片寸法 (mm)	T.P. No.	荷重 (kN)	クリップゲージ開口量 V_p (mm)	CTOD 値 δ (mm)
Q-T	80 × 80 (B × B)	1	387	2.68	0.59 (δ_u)
		2	373	1.83	0.38 (δ_c)
Q-L-T	100 × 100 (B × B)	1	568	9.88	2.63 (δ_m)
		2	579	9.89	2.67 (δ_m)

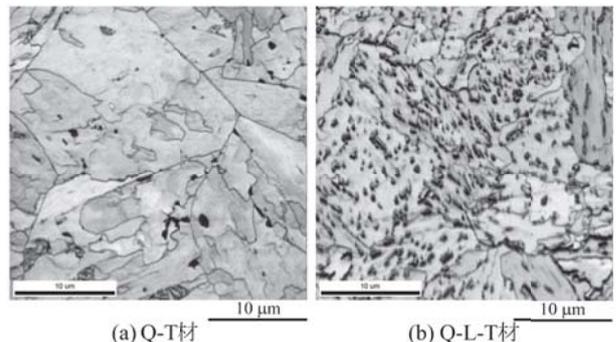


図 9 Image Quality マップ

その後の焼戻し中に Cu が析出し強化されたため、結果的に T.S. が変化しなかったと推定される。

(2) の主因として、L 処理による d_{EFF} の微細化と考えられるが、その微細化メカニズムとしては依然として不明である。そこで、EBSD 測定を用いて組織の詳細観察を実施し、 d_{EFF} を支配する金属組織の特定を行った。Q-T 材と Q-L-T 材の Image Quality (IQ) マップを図 9 に、境界マップを図 10 に示す。Q-T 材と比較すると、Q-L-T 材では 15° 以上の大角境界の蛇行及び粒内 15° 以上の大角境界を有する細粒が多く認められた。 a_B を有する鋼種においても、大角境界がき裂進展の抵抗性を有することが知られており¹⁰⁾、粒内の蛇行や粒内の細粒がき裂進展の抵抗となる。このことから、シャルピー衝撃試験後の起点部近傍に発生したサブクラックに着目し、断面 EBSD 測定を実施した。大角マップを図 11 に示す。Q-T 材、Q-L-T 材ともにサブクラックは基本的には直線であるが、所々で折れ曲がりや不連続な部分が認められ、折れ曲がりの位置は大角境界で発生していた。また、図 11 (a) に示した Q-T 材ではこの直線的なサブクラックの線分長さが約 $13 \mu\text{m}$ であった。平均 d_{EFF} が約 $12 \mu\text{m}$ であり、平均旧 γ 粒径が約 $42 \mu\text{m}$ であったことを鑑みると、本鋼種の靱性を支配する金属組織の因子として、一般的に言われている旧 γ 粒径ではなく、 15° 以上の大角境界で囲まれたベイニティックフェライト粒径であると言える。さらに Q-L-T 材では粒内にも大角境界を有する細粒が分散し、その存在がき裂進展の抵抗性を有しているこ

とが図 11 (b) からわかる。したがって、優れた靱性を示した Q-L-T 材は、Q-T 材と比較して大角境界の障壁が多い、即ち微細粒が多いと推定される。Q-L-T 材の微細粒は、L 処理中に逆変態した γ 相が部分的に生じるため形成されると考えられ、その結果サブクラックの線分長さの減少とそれに伴う飛躍的な靱性の向上をもたらしたと推察される。

3.3 機械的的特性に及ぼす L 処理温度の影響

A_{C1} 点直上の温度で L 処理を実施した場合は逆変態せずに焼戻された a 相が多く、 A_{C3} 点直下では逆変態した γ 相が多いことから、Q-L-T 材の引張特性及び低温靱性は、L 処理温度に依存すると考えられる。L 処理中の未逆変態 a 相の軟化の程度も L 処理中の保持温度で変わる可能性もある。そこで、L 処理温度を $953 \sim 1068 \text{ K}$ の間で変動させ、組織観察、引張試験及びシャルピー衝撃試験を実施した。

マイクロ組織の光学顕微鏡像を図 12 に示す。いずれの L 処理温度でも、主にグラニューラーベイニティックフェライト (a_B) 組織を呈していた。しかし、L 処理温度の上昇に伴い、定性的に組織が複雑になっていく様子が観察された。

表 6 に L 処理温度を変えたときの Q-L-T 材の機械試験結果、図 13 に L 処理温度と 0.2 %Y.S.、T.S.、FATT の関係をそれぞれ示す。L 処理温度が A_{C1} 点近傍の 953 K

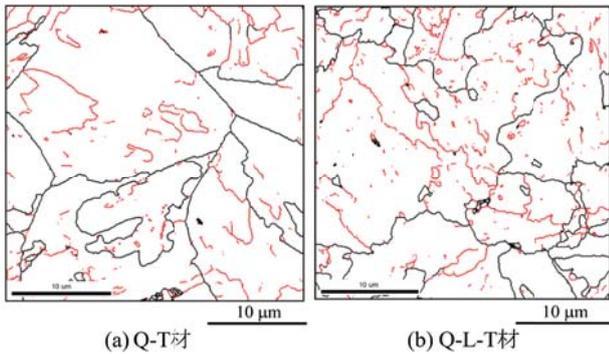


図 10 境界マップ
(赤線：境界角度差 $2^\circ \sim 15^\circ$ 、黒線：境界角度差 $\geq 15^\circ$)

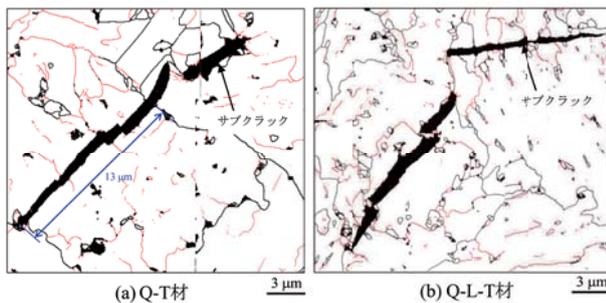


図 11 サブクラック近傍の境界マップ
(赤線：境界角度差 $2^\circ \sim 15^\circ$ 、黒線：境界角度差 $\geq 15^\circ$)

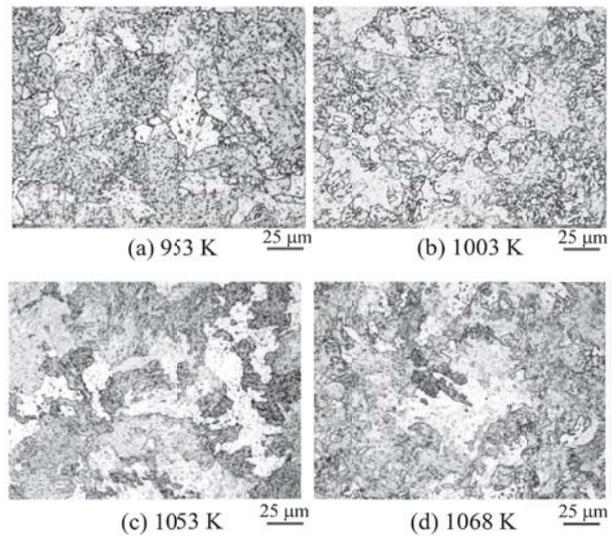


図 12 L 処理温度変動材のマイクロ組織

表 6 L 処理温度を変えた時の Q-L-T 材の機械的特性

L処理温度 (K)	0.2 %Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL (%)	R.A. (%)	YR (-)	FATT (K)
953	570	680	29	80	0.84	198
1003	525	661	31	82	0.79	190
1038	530	664	30	80	0.80	185
1053	532	663	31	81	0.80	190
1068	567	684	30	81	0.83	178

から 1003 K に上昇すると 0.2 %Y.S. 及び T.S. は低下し、同様に FATT も低下した。1003 ~ 1053 K の範囲では、強度及び FATT いずれもほぼ一定の値を示した。一方、 A_{C3} 点直下の 1068 K では、1003 ~ 1053 K で L 処理した場合より強度が高く、953 K で L 処理を実施した場合とほぼ同等の強度まで回復したが、FATT は上昇せずむしろ低下した。1068 K で L 処理した Q-L-T 材は最も良好な強度-靱性バランスを示した。

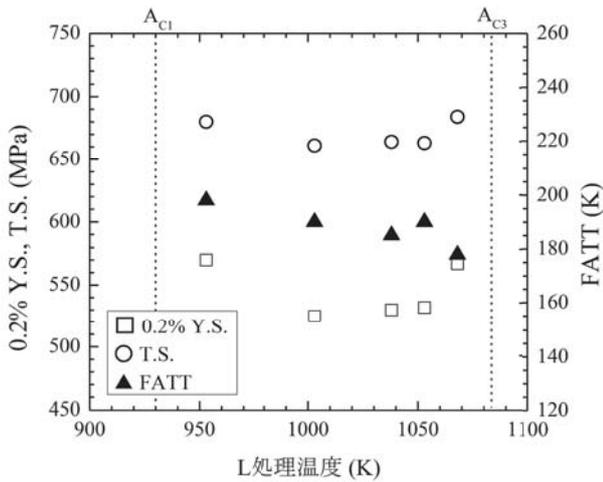


図 13 L 処理温度と 0.2 %Y.S. および T.S. の相関

この要因を明確にするために、EBSD 測定を実施した。953 K、1053 K 及び 1068 K で L 処理した Q-L-T 材のベイニティックフェライト (a_B) 粒の最大粒径及び平均粒径を表 7 に、その分布を図 14 に示す。L 処理温度の上昇とともに a_B の最大値及び平均値ともに減少した。特に L 処理温度の増加に伴う、最大粒径の微細化が顕著であった。一般的に、最大粒径が靱性を支配していると考えられることから、L 処理温度の増加に伴う、最大 a_B 粒径の微細化が FATT の低下、即ち靱性の向上に大きく寄与したと考えられる。

以上の結果から、A707 Grade L5 改良鋼は L 処理によって強度-靱性バランスが改善され、最適な L 処理温度は 1068 K で、 a_B 粒の微細化に起因するものであると結論される。但し、L 処理の加熱保持中には、析出 Cu 粒子の粗大化や γ 相への再固溶、元素の分配が生じている可能性があることから、今後も L 処理中の冶金的な現象について詳細に調査し、機械的特性発現メカニズムを明らかにするとともに、その他鋼種への展開を図っていく予定である。

表 7 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
1053	10.5	84
1068	7.2	49

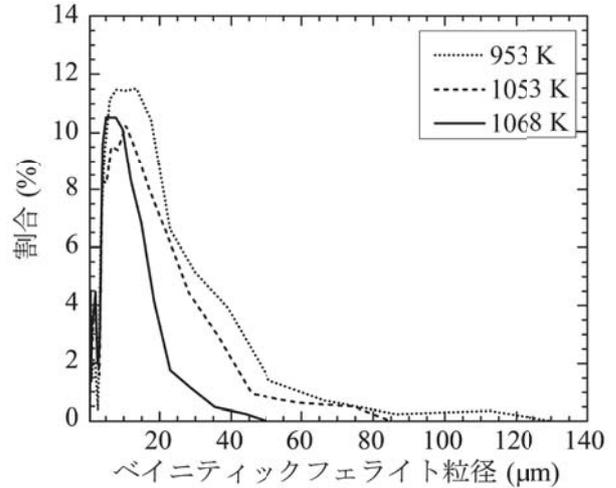


図 14 L 処理温度変動材のベイニティックフェライト粒径分布

4. 海洋構造物用長尺鍛鋼品の製造

4.1 実機試作体の製造と材料特性の評価

海洋構造物用鋼として広く用いられる A707 Grade L5 改良鋼において、L 処理を実施することにより、極めて優れた機械的特性を有することが明らかとなった。これらの基礎試験結果を基に、A707 Grade L5 改良鋼を用いて海洋構造物の長尺鍛鋼品であるテーパーストレスジョイント (Tapered Stress Joint: TSJ) 試作体を製造した。図 15 に TSJ 試作体の模式図を示す。長さ 20,000 mm、フランジ部の最大外径 1,200 mm、完成重量約 10 t である。

製造工程は、真空鋳込み法で溶製した鋼塊を、図 16 (a) に示すように、大型鍛造プレスにより長尺形状に成形した。長尺形状ゆえに熱処理時の均熱性や曲がりのリスクが高いため、厳重な熱管理を実施するとともに、図 16 (b) に示すように、製品を吊り下げた状態で調質熱処理 (Q-L-T) を実施した。調質熱処理後の大きな曲りはほとんど無く、その後の機械加工精度も含め、目的とした形状の TSJ を製造できることを確認された。

次に、試作体を解体し、図 15 に示す位置から採取した試材を用いて材料特性を調査・確認した。

表 8 に実機試作体の各位置の材料特性を示す。薄肉部 (T 側余長部、Middle 部) と厚肉部 (フランジ部、B 側余長部) の引張特性にやや差が認められ、薄肉部の方が高強度を示したものの、厚肉部であっても十分な引張特性を有することが示された。また、シャルピー衝撃試験から得られた FATT はいずれの部位も、159 ~ 163 K とほぼ同等であった。

表 9 及び表 10 に薄型及び厚型 CTOD 試験結果をそれぞれ示す。なお、薄型 CTOD 試験片 (16.7 × 33.4 mm) は T 側余長部および Middle 部から採取し、厚型 CTOD 試験片 (100 × 100 mm) はフランジ部および B 側余長部から採取した。各部位で良好な CTOD 特性を示し、肉厚の最も厚いフ

ランジ部であっても、B 側余長部と変わらない CTOD 特性を有することが示された。表 8 に示したように、落重試験結果 (NDTT) も良好となり、海洋構造物用鋼として十分な機械的特性を有していることが明らかとなった。

実機試作体の製造および解体調査などの結果より、全長 20,000 mm に渡って、L 処理の効果が認められ、海洋構造物用鋼として良好な強度-靱性バランス、均質性を有した長尺鍛鋼品の製造が可能であることが明らかとなった。今後も、海水環境中の材料特性データの採取などを行っていく予定である。

表 8 実機試作材の機械的特性

採取位置	0.2%Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL (%)	R.A. (%)	YR (-)	FATT (K)	NDTT (K)
T側余長部	617	692	29	82	89	163	208
Middle部	607	681	29	82	89	159	208
フランジ部	547	666	30	81	82	159	228
B側余長部	562	677	30	81	83	160	228

表 9 実機試作材の薄型 CTOD 試験結果 (試験温度: 253 K)

採取位置	試験片寸法 (mm)	T.P. No.	荷重 (kN)	クリップゲージ開口量 Vp (mm)	CTOD値 δ(mm)
T側余長部	16.7×33.4 (B×2B)	1	35.5	6.04	1.52 (δ _m)
		2	33.2	5.22	1.27 (δ _m)
		3	31.3	5.04	1.17 (δ _m)
Middle部	16.7×33.4 (B×2B)	1	30.1	5.52	1.27 (δ _m)
		2	35.6	5.64	1.46 (δ _m)
		3	35.5	5.35	1.38 (δ _m)

表 10 実機試作材の厚型 CTOD 試験結果 (試験温度: 273 K)

採取位置	試験片寸法 (mm)	T.P. No.	荷重 (kN)	クリップゲージ開口量 Vp (mm)	CTOD値 δ(mm)
フランジ部	100×100 (B×B)	1	583	10.5	2.89 (δ _m)
		2	596	10.8	2.98 (δ _m)
		3	586	8.39	2.35 (δ _m)
B側余長部	100×100 (B×B)	1	603	10.5	2.96 (δ _m)
		2	600	10.2	2.86 (δ _m)
		3	592	11.6	3.23 (δ _m)

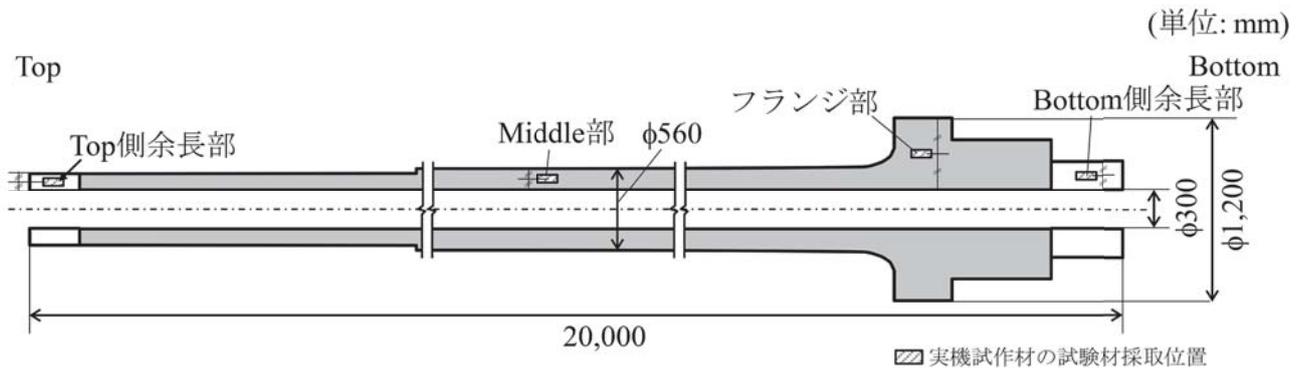


図 15 実機試作材の模式図と試験材採取位置



(a) 鍛造



(b) 調質熱処理

図 16 テーパーストレスジョイント (長さ: 20,000 mm) の製造

5. 結 言

本研究により以下の結果を得た。

- (1) A707 Grade L5 改良鋼において、二相域焼入れ処理の適用により、低温靱性を大幅に向上させることができ、その結果強度-靱性バランスが改善される。
- (2) 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低温靱性が低く、 A_{C3} 点直下では強度、低温靱性ともに高い。その中間温度では強度が低い、低温靱性は A_{C1} 点近傍の場合よりやや高くなった。
- (3) L 処理による低温靱性の向上は、ベイニティックフェライト粒径の微細化に伴う大角境界の蛇行が、き裂進展の抵抗となったためと推定された。
- (4) 海洋構造物用長尺鍛鋼品の実機試作体の製造及び解体調査を行い、L 処理を適用することによって、全長 20,000 mm にわたって良好な強度と低温靱性を有すること、そして寸法精度なども含め、海洋構造物用長尺鍛鋼品の製造が可能であることが確認された。

参 考 文 献

- 1) J.Saint-Marcoux, J.Legras: OTC 2014, OTC-25165-MS p.946
- 2) Martin A. Walsh, Stephen Price: Steel Forgings Second Volume, ASTM STP1259 p.196
- 3) 福田, 岩館, 中村, 島崎: 日本製鋼所技報, No.45 (1991) p.25
- 4) 植田, 遠藤, 伊藤: JFE 技報, No.18 (2007) p.23
- 5) 矢野, 桜井, 三村, 脇田, 小沢, 青木: 鉄と鋼, Vol.59 (1973) p.752
- 6) 荒木: 熱処理, Vol.29 (1989) p.322
- 7) 荒木, 榎本, 柴田: 鉄と鋼, Vol.77 (1991) p.6
- 8) T. Hanamura, F. Yin and K. Nagai: ISIJ Int., Vol.44 (2004) p.610
- 9) 花村, 趙, 邱, 殷, 長井: 鉄と鋼, Vol.95 (2009) p.71
- 10) 泉山, 茅野, 長井: 鉄と鋼, Vol.100 (2014) p.702