

真空浸炭焼入れをした低炭素薄鋼板の疲労強度に及ぼす 旧オーステナイト粒径の影響

Effect of Austenite Grain Size on the Fatigue Strength of Vacuum Carburized Low Carbon Steel Sheets after Quenching

山崎 和彦 YAMAZAKI Kazuhiko JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主任研究員
後藤 聡太 GOTO Sota JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 グループリーダー・博士 (工学)

要旨

近年適用が拡大してきた真空浸炭焼入れプロセスにおける疲労強度向上指針の探求のため、低炭素鋼に対して真空浸炭焼入れを行い平面曲げ疲労強度を評価した。真空浸炭後に異なる焼入れ温度条件下で試験片を作製し、疲労試験を実施した。その結果、疲労強度は旧オーステナイト (γ) 粒径が微細なほど上昇する傾向であるが、旧 γ 粒の最大粒径が 47 μm 以下ではその上昇率が小さくなった。破面観察結果から、疲労破壊の起点が粒界破壊から粒内破壊に遷移したことが要因と推定された。真空浸炭焼入れ材の旧 γ 粒径を、疲労破壊の起点が粒内破壊となるほど微細にすることで、高い疲労強度が安定して得られることが示唆された。

Abstract:

In recent years, since the application of the vacuum carburizing and quenching process has expanded, prompting an exploration of guidelines for improving fatigue strength. In this study, vacuum carburizing and quenching were performed on low carbon steel, and the plane bending fatigue strength was evaluated. Specimens were prepared under different quenching temperature conditions after vacuum carburizing, and fatigue tests were conducted. The results indicated that fatigue strength tends to increase as the prior γ grain size becomes finer; however, when the maximum grain size of the prior γ was below 47 μm , the increase in fatigue strength was minimal. Observations of fracture surfaces suggested that the transition of the fatigue failure initiation point from intergranular fracture to transgranular fracture was a contributing factor. It was suggested that in vacuum carburized and quenched materials, achieving a sufficiently fine prior γ grain size can lead to a stable and high fatigue strength, as the initiation point of fatigue failure shifts to intragranular fracture.

1. はじめに

近年、二酸化炭素の排出量削減の強い要請から、自動車の燃費向上のため、自動車部品の軽量化、コンパクト化が強く求められている。トルクコンバータなどのトランスミッション構成部品は、変速動作やエンジン振動による繰返し負荷に対する疲労強度が必要とされ、部品の疲労強度を高める目的で、浸炭焼入れなどの表面硬化処理が適用される。こうした浸炭焼入れ部品の疲労強度の向上が重要な課題となっている。

浸炭にはガス浸炭プロセスが工業的に広く用いられている。ガス浸炭焼入れ材の疲労強度に関しては、過去に多くの研究がなされており、表層硬さ^{1,2)}、粒界酸化層^{3,5)}、旧オーステナイト (以下、旧 γ) 粒径^{6,9)}、および圧縮残留応力^{10,11)} が影響因子として報告されている。中西ら⁵⁾ はガス浸

炭焼入れをした粒界酸化層を有する鋼板の疲労試験後の破面観察結果から、粒界酸化層が疲労破壊の起点となることを報告している。

浸炭中に粒界酸化を生じさせない技術として、真空浸炭プロセスがあり、工業的にも利用が拡大している^{12,13)}。森田ら¹⁴⁾ は低炭素鋼にガス浸炭焼入れと真空浸炭焼入れを行い、真空浸炭焼入れでは過剰浸炭により粒界への炭化物析出が生じて疲労強度が低下する可能性があるが、過剰浸炭が生じない条件で比較すると、真空浸炭焼入れをした鋼の方が疲労強度が高くなることを報告している。

本研究は、低炭素鋼の真空浸炭焼入れ材における平面曲げ疲労強度の向上メカニズムの探求、特に旧 γ 粒の微細化が疲労強度に与える影響を明らかにすることを目的とした。さまざまな焼入れ温度条件下で作製した試験片を用いて、真空浸炭後の焼入れ処理を経た鋼板の疲労試験を実施し、破壊形態の観察を通じて、粒径と疲労強度の関係を評価した。

2025 年 10 月 28 日受付

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には、表1に示す組成の板厚2.8 mmの球状化焼鈍後の熱延鋼板を用い、図1に示す寸法の疲労試験片を採取した。疲労試験片は曲率半径40 mmの砂時計型で、くびれ部の幅を20 mmとし、試験片側面の仕上げ精度はRaで1.6 μ mとした。

図2に真空浸炭条件と焼入れ条件を示す。真空浸炭は(株)オーネックスで行い、表層炭素濃度は0.60 \pm 0.05%とした。浸炭温度は870 $^{\circ}$ C、浸炭時間は75 minとし、有効硬化層深さ(ピッカース硬さが550以上となる表層硬化層の厚み)を0.35~0.40 mmに制御した。真空浸炭後は860 $^{\circ}$ Cまで温度を下げて30 min保持した後、放冷した。なお、この860 $^{\circ}$ Cでの熱処理は材質上の狙いではなく、設備制約上のものである。

真空浸炭に引き続いて焼入れ処理を行った。焼入れ処理は日新化熱工業(株)製ナイスツールアルミナ流動層炉(アランダムバス)と70 $^{\circ}$ Cの油を用いた。焼入れ温度 T_0 ($^{\circ}$ C)は820 $^{\circ}$ C~1030 $^{\circ}$ Cの範囲で変化させ、3 min保持した後、70 $^{\circ}$ Cの油に浸漬して油焼入れを行った。

表1 供試材の化学組成 (mass%)

Table 1 Chemical composition of steel (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Others
J	0.14	0.25	0.35	0.005	0.004	Cr, B, Sb

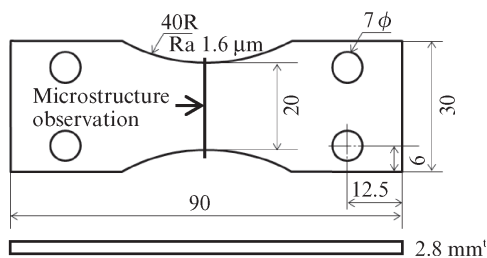


図1 平面曲げ疲労試験片形状

Fig. 1 Specimen for plane bending fatigue test

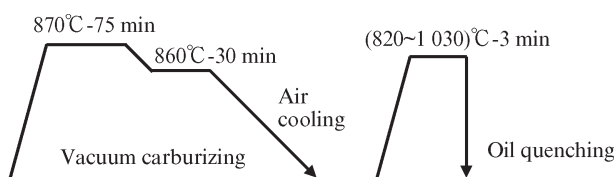


図2 真空浸炭および焼入れの温度履歴

Fig. 2 Thermal history of vacuum-carburizing and quenching

2.2 試験片の旧 γ 粒径・硬さ分布・残留応力

真空浸炭と焼入れを行った供試材から、くびれ部の幅断面が観察面となるようにマイクロ試片を採取し、旧 γ の粒径と硬さ分布を測定した。マイクロ試片はバフ研磨で鏡面に仕上げ、ピクリン酸飽和水溶液+界面活性剤+シュウ酸の混合液を用いて旧 γ 粒界を現出させた。これを(株)キーエンス製レーザー顕微鏡VK-X110で観察し、JIS G 0551切断法により旧 γ 粒径の平均値を求めた。測定視野は表層~100 μ m、試験片幅方向1000 μ mの領域とした。さらに測定視野中の粗大な旧 γ 粒を目視で10個程度選定し、旧 γ 粒の長軸と短軸を目視で定めてそれぞれの長さを測定し、長軸長さとし短軸長さを算術平均したものに $4/\pi$ をかけて円相当径に換算して粗大旧 γ 粒の粒径を求めた。この粗大旧 γ 粒の粒径の最大値を試験片の旧 γ 最大粒径とした。

硬さは荷重0.2 kgのピッカース試験によって表層0.1 mmから板厚方向に0.1 mmピッチで測定し、表層硬さ、有効硬化深さ、および内部硬さを求めた。表面硬さは、表面および裏面からそれぞれ0.1 mm位置におけるピッカース硬さの算術平均とし、内部硬さは板厚中心から板厚方向に \pm 0.2 mmの範囲のピッカース硬さの算術平均とした。

真空浸炭焼入れ後の試験片幅中央位置の長手方向(荷重負荷方向)の表面および裏面の残留応力をパルステック工業(株)製ポータブルX線残留応力測定装置 μ -X360を用いて測定した。試験片の残留応力は、表面および裏面をそれぞれN=3ずつ測定し、それらを算術平均した値とした。

2.3 疲労試験

疲労試験は、(株)東京衡機製の平面曲げ疲労試験機PBF-60Xaを用い、周波数25 kHz、応力比-1の完全両振りで行った。破断判定はモーメントの減少量によって行い、初期モーメントから3 N \cdot mだけ減少した時点を破断と判定した。最大繰返し数を 1×10^7 回として疲労強度を求めた。

3. 実験結果

3.1 真空浸炭焼入れ材の性状測定結果

図3に $T_0=820^{\circ}$ C~1030 $^{\circ}$ Cで作製した試験片表層の光学顕微鏡写真を示す。図4に焼入れ温度と旧 γ 平均粒径・最大粒径の関係を示す。焼入れ温度の低温化により平均粒径と最大粒径はともに減少した。

表2に試験片作製条件と試験片性状の測定結果をまとめて示す。表層硬さはいずれの試験片も760 HVを超えていた。また、いずれの試験片でも疲労試験の荷重負荷方向に対して約-350 MPaの圧縮残留応力が存在していた。

3.2 疲労試験結果

図5に真空浸炭焼入れ後の鋼板のS-N線図を示す。焼入

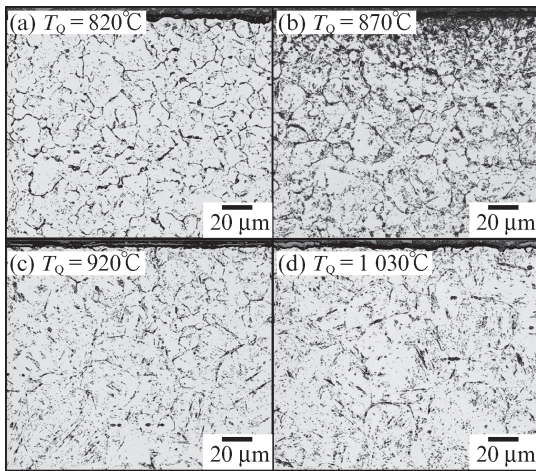


図3 旧 γ 粒の光学顕微鏡ミクロ組織

Fig. 3 Optical microstructures of austenite grains after carburized and quenched at each temperature

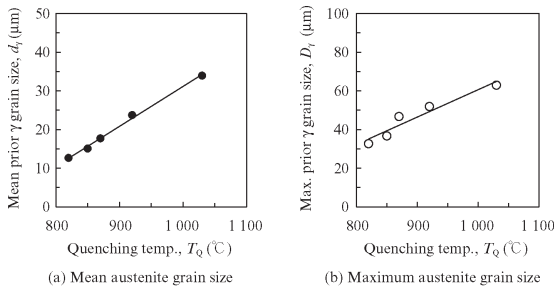


図4 焼入れ温度と旧 γ 粒径の関係

Fig. 4 Relation between austenite grain size and quenching temperature

表2 焼入れ条件, 硬さ, 残留応力のまとめ

Table 2 List of quenching condition, hardness and residual stress

Steel No.	JA	JB	JC	JD	JE
Quench temp. (°C)	820	850	870	920	1030
Case hardness (HV200 g)	769	773	834	797	768
Core hardness (HV200 g)	240	242	270	368	384
Effective case depth (mm)	0.35	0.40	0.35	0.40	0.40
Residual stress (MPa)	-322	-292	-336	-358	-437

れ温度が一番高いJEの 1×10^7 回の疲労強度が低く, 旧 γ が微細化する条件で疲労強度が高かった。

図6に応力振幅800 MPaで破断した疲労試験片の破壊起点を示す。旧 γ 最大粒径 D_g が33 μm であるJA材 ($T_Q=820^\circ\text{C}$)は粒内疲労破壊であった。これに対し D_g が47 μm よりも大きいJC材 ($T_Q=870^\circ\text{C}$), JD材 ($T_Q=920^\circ\text{C}$), およびJE材 ($T_Q=1030^\circ\text{C}$)では粒界破壊が認められた。な

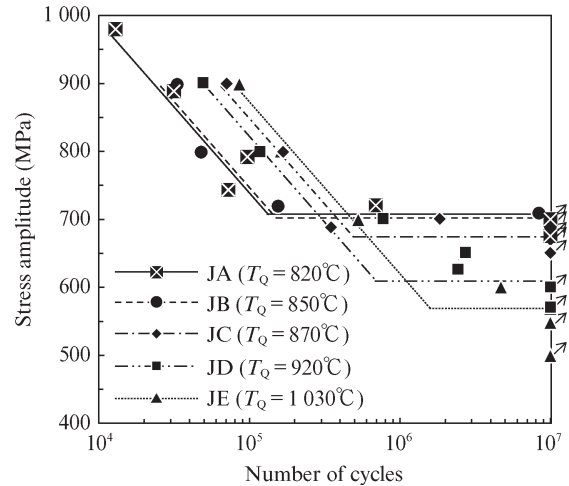


図5 平面曲げ疲労試験のS-N曲線

Fig. 5 S-N curves of plane bending fatigue test

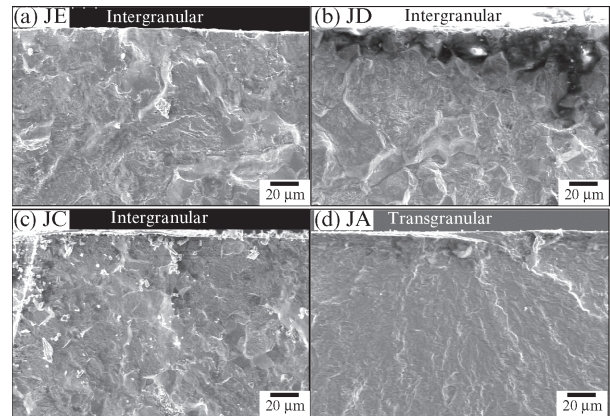


図6 疲労破壊起点の破面

Fig. 6 Fractographs of crack initiation sites of fatigue fractured specimens

お, 内藤ら¹⁵⁾や越智ら¹⁶⁾も, 浸炭材の疲労破壊起点に粒界破面が存在することを報告している。

4. 考察

4.1 真空浸炭焼入れされた鋼板の疲労破壊過程

粒界破面が観察されたJE材 ($T_Q=1030^\circ\text{C}$)の試験片を断面観察した。図7に応力振幅800 MPaで破断した試験片の破断部近傍の長手断面写真を示す。写真左右が応力荷方向, 上下が板厚方向である。図7に示すとおり, 旧 γ 粒界に沿ったき裂が認められた。この粒界破壊き裂は応力荷方向に垂直方向に生じており, 疲労試験の荷重応力によって生じたものと考えられる。一方で, 粒内の45°方向に発生したき裂は観察されなかった。このように疲労破壊の起点が粒界破面を示す試験片では, 転位すべりの蓄積により生じる一般的な粒内疲労破壊に先んじて, 旧 γ 粒界に沿ったき裂

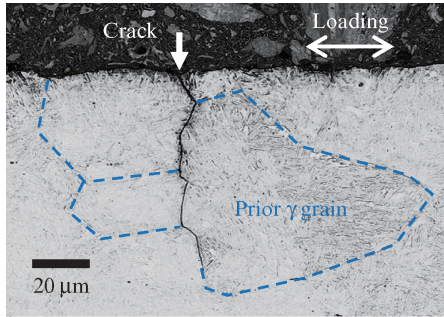


図7 疲労試験片の断面組織 (JE)

Fig. 7 Cross sectional micrograph of fatigue specimen (JE)

が生じるものと推察される。

著者らは粒界破壊が生じる場合の疲労破壊過程とそのときの粒径と疲労強度の関係について、**図8**のように推定した。すなわち粒界疲労破壊では初めに旧 γ 粒界に沿ったき裂が発生し、これが初期き裂となり、その後は疲労き裂として粒内を進展する。

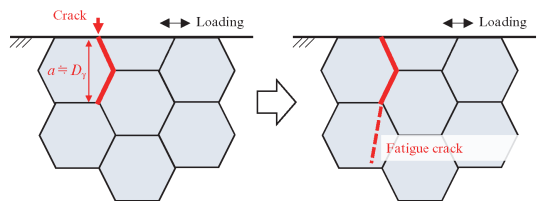
初期き裂が存在する場合の初期き裂長さ a と疲労強度 σ_w は、 K_{th} を下限応力拡大係数範囲として次式で与えられる¹⁷⁾。ここで、マルテンサイト鋼の K_{th} は $4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ~ $10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の値が報告されている¹⁸⁾。

$$\sigma_w = K_{th} / \sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (1)$$

一方で、転位すべりの蓄積により生じる粒内疲労破壊の場合は、粒径 d と疲労強度 σ_w の間には Petch 型の関係式が存在するとされており、 k_f を材料定数として次式で与えられる¹⁹⁾。

(a) Intergranular fatigue fracture

1. Intergranular fracture occurs during cyclic loading, and it acts as a pre-existing crack
2. The pre-existing crack propagates into the grain as a fatigue crack



(b) Typical fatigue fracture (Transgranular fatigue fracture)

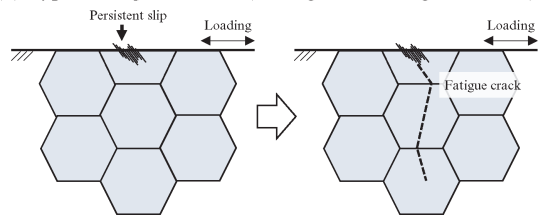


図8 粒径の破壊形態への影響

Fig. 8 Effect of grain size on intergranular fatigue fracture

$$\sigma_w = \sigma_0 + k_f / \sqrt{d} \dots\dots\dots (2)$$

泉田ら²⁰⁾は、化学成分が 0.65C-1.95Si の焼戻しマルテンサイト組織を有する TS 2000 MPa 級オイルテンパー線材の疲労強度の旧 γ 粒径依存性を、回転曲げ疲労試験により調べ、旧 γ 平均粒径を $20 \mu\text{m}$ から $4 \mu\text{m}$ へ低減することで疲労強度が 770 MPa から 890 MPa に向上することを報告している。泉田らの論文²⁰⁾では疲労破壊形態への言及はないが、彼らの考察内容から疲労破壊は転位すべりによる粒内破壊であったと推察される。泉田らの結果から式 (2) の k_f を計算すると $0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となった。

図9に疲労強度と旧 γ 最大粒径 D_γ の関係を示す。ここで横軸を D_γ としたのは、粒界破壊で生じる初期き裂長さはおおよそ旧 γ 粒1個分程度であり、初期き裂のうちで最も長いき裂が疲労き裂に成長すると考えたためである。 D_γ が微細となるほど疲労強度は上昇するが、 D_γ が $47 \mu\text{m}$ より小さくなると疲労強度の上昇率は小さくなる。 D_γ が $33 \mu\text{m}$ の点は粒内疲労破壊を示す試験片である。

図9中の D_γ が $47 \mu\text{m}$ 以上のプロットは、破壊起点に粒界破面が認められたものである。粒界破面を示す試験片の傾きは、式 (1) の初期き裂長さ a を D_γ として、 $K_{th} = 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (村上らの報告値¹⁸⁾) としたときの傾き $K_{th}/\sqrt{\pi}$ とほぼ一致した。このことは、図8で示した疲労過程の推定を支持する結果と考える。

次に、 $D_\gamma = 47 \mu\text{m}$ 、 $D_\gamma = 37 \mu\text{m}$ 、 $D_\gamma = 33 \mu\text{m}$ の3点について、横軸を旧 γ 平均粒径 d_γ としたときの傾き k_f を求めると $0.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であった。これは粒内疲労破壊の泉田ら²⁰⁾の結果から求めた $k_f = 0.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ とほぼ一致する。

以上のことから、旧 γ 粒が微細化していくと疲労強度の上昇率が小さくなるのは疲労破壊起点が粒界から粒内へと変化したためであり、このような遷移が起こるのは、旧 γ 粒が微細化すると初期割れが疲労破壊に影響しないほどに小さくなり、その結果、転位すべりの蓄積により生じる通常の粒内疲労破壊が起こるようになったためと考えられる。

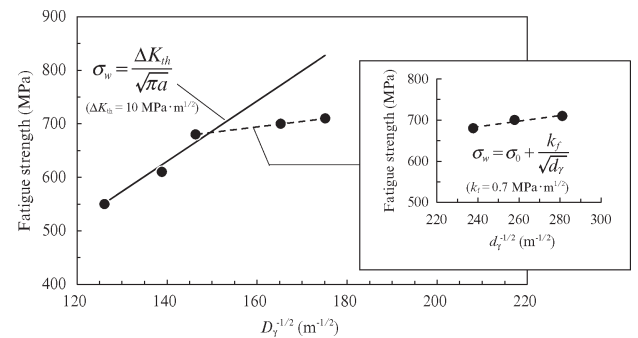


図9 旧 γ 粒径と疲労強度との関係

Fig. 9 Relation between fatigue strength and prior austenite grain size

5. おわりに

近年適用が拡大してきた真空浸炭焼入れプロセスにおける疲労強度向上指針の探求のため、低炭素鋼に対して真空浸炭焼入れを行い平面曲げ疲労強度を評価した。特に旧 γ 粒の微細化が疲労強度に与える影響を明らかにすることを目的とし、真空浸炭後に異なる焼入れ温度条件下で試験片を作製して疲労試験を実施し、以下の結果が得られた。

- 真空浸炭後に 820℃～1 030℃の温度で焼入れを行うことで、旧 γ 最大粒径 D_γ が 33～63 μm 、旧 γ 平均粒径 d_γ が 13～34 μm の試験片を造り分けた。各試験片は同一条件で真空浸炭を実施しており、表面硬さ、有効硬化層深さ、残留応力はサンプル間で顕著な違いは生じなかった。
- 低炭素鋼の真空浸炭焼入れ材の平面曲げ疲労強度は、旧 γ 粒の微細化によって向上する。旧 γ の最大粒径が 47 μm より大きいと疲労破壊は粒界破壊によって生じる。旧 γ の最大粒径が 47 μm 以下では疲労破壊は一般的な粒内破壊によって生じる。これに対応して、旧 γ の最大粒径が 47 μm 以下（平均粒径が 18 μm 以下）となると、旧 γ 粒の微細化による疲労強度の上昇率は小さくなる。

以上より、真空浸炭焼入れ部品において、旧 γ 粒径が粗大となると、疲労破壊は粒界破壊によって生じ、旧 γ 粒径のバラつきによる部品の疲労強度への影響が大きくなることが分かった。一方で、疲労破壊の起点が粒内破壊となるほど旧 γ 粒径を微細にすることで、旧 γ 粒径のバラつきによる部品の疲労強度への影響が小さくなり、高い疲労強度が安定して得られることが示唆された。

参考文献

- 1) Murakami, Y.; Endo, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *Int. J. Fatigue*. 1994, vol. 16, no. 3, p. 163-182.
- 2) 小沼静代, 古川徹. 焼入れ焼もどした高硬度鋼の疲労特性と硬さの関係. *材料*. 1989, vol. 38, no. 433, p. 1128-1132.
- 3) Naito, T.; Ueda, H.; Kikuchi, M. Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and nonmartensitic microstructure near the surface. *Metall. Trans. A*. 1984, vol. 15, no. 7, p. 1431-1436.
- 4) Oda, S.; Koide, T.; Matsui, M.; Yamamoto, Y. The Effect of Intergranular Oxidation on the Bending Fatigue Strength of Case-Hardened Gears. *JSME Int. J.* 1989, vol. 32, no. 3, p. 455-459.
- 5) 中西英介, 植田秀夫, 梶浦豪二. 浸炭材料の表面不完全焼入層の疲労挙動. *材料*. 1977, vol. 26, no. 280, p. 68-73.
- 6) Apple, C. A.; Krauss, G. Microcracking and fatigue in a carburized steel. *Met. Trans. A*. 1973, vol. 4, p. 1195-2000.
- 7) Ma, L.; Wang, M. Q.; Shi, J.; Hui, W. J.; Dong, H. Influence of niobium microalloying on rotating bending fatigue properties of case carburized steels. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008, vol. 498, p. 258-265.
- 8) Liu, Y.; Wang, M.; Shi, J.; Hui, W.; Fan, G.; Dong, H. Fatigue properties of two case hardening steels after carburization. *Int. J. Fatigue*. 2009, vol. 31, no. 2, p. 292-299.
- 9) 越智達朗, 久保田学, 田中洋一. 浸炭材の疲労き裂の伝ば特性・停留特性に及ぼす γ 粒径の効果. *鉄と鋼*. 2011, vol. 97, no. 11, p. 592-596.
- 10) 鮎谷清司, 野田文好. 浸炭焼入れした鋼材の疲労強度と残留応力. *材料*. 1968, vol. 17, no. 183, p. 1124-1128.
- 11) Xiao, N.; Hui, W.; Zhang, Y.; Zhao, X.; Chen, Y.; Dong, H. High cycle fatigue behavior of a low carbon alloy steel the influence of vacuum carburizing treatment. *Eng. Fail Anal.* 2020, vol. 109, 104215.
- 12) 大林巧治. マイルド浸炭歯車—高強度・高精度・低環境負荷の同時実現—. *トライボロジスト*. 2021, vol. 66, no. 3, p. 190-195.
- 13) Grafen, W.; Hornung, M.; Irretier, O.; Rink, M. Applications of Low-Pressure Carburizing with High Temperatures (1000 Deg C to 1050 Deg C) in Industrial Practice. *Haerterei. Tech. Mitteilungen*. 2007, vol. 62, p. 97-102.
- 14) 森田敏之, 松村康志, 梅本実. 真空浸炭におけるエッジ部過剰浸炭の疲労強度に対する影響. *電気製鋼*. 2008, vol. 79, no. 1, p. 15-23.
- 15) 内藤武志, 植田秀夫, 菊池雅男. 浸炭焼入れ材の疲労破面観察. *材料*. 1983, vol. 32, no. 261, p. 1162-1166.
- 16) 越智達朗, 小澤修司, 久保田学. 浸炭材の曲げ疲労試験におけるき裂の伝播挙動および残留応力の変化. *鉄と鋼*. 2011, vol. 97, no. 9, p. 486-492.
- 17) 田中啓介. 微小疲労き裂の伝ば. *材料*. 1984, vol. 33, no. 371, p. 961-972.
- 18) 村上理一, 秋園幸一. 高強度鋼の下限界値近傍における疲労き裂進展挙動に及ぼす旧オーステナイト粒径および応力比の影響. *材料*. 1980, vol. 29, no. 325, p. 1011-1017.
- 19) Taira, S.; Tanaka, K.; Hoshina, M. Grain Size Effect on Crack Nucleation and Growth in Long-Life Fatigue of Low-Carbon Steel. *ASTM STP*. 1979, 675, 135.
- 20) 泉田寛, 河部望, 山尾憲人, 村井照幸. 高 Si 鋼オイルテンパー線の疲れ強さへの旧オーステナイト結晶粒径の影響. *ばね論文集*. 2004, no. 49, p. 21-26.
- 21) Yamazaki, K.; Goto, S.; Kita, A.; Obayashi, K. Effect of austenite grain size on the fatigue strength of vacuum carburized low carbon steel sheets after quenching. *Mech. Eng. Lett.* 2026, vol. 12, p. 25-00296

本稿は、主執筆者が同じく執筆した参考文献 21) の論文の一部表現を変更して転載しております。