

CO₂ 削減に貢献する高加工性高耐熱フェライト系 ステンレス鋼 (JFE-MH1, JFE-TF1[®])

Heat Resistant Ferritic Stainless Steels (JFE-MH1, JFE-TF1TM) with Super Formability to Meet CO₂ Reduction

宮崎 淳 MIYAZAKI Atsushi JFE スチール ステンレスセクター部 主任部員 (副部長)

要旨

気候変動に影響するとされる温室効果ガス CO₂ の削減計画が各国で精力的に進められている。バッテリー電動自動車 (BEV) あるいは燃料電池車 (FCV) の開発とともに、内燃機関 (ハイブリッド車およびプラグインハイブリッド車を含む) の燃費向上 (CO₂ 削減) を目的とした開発も精力的に進められており、そこに適用される耐熱ステンレス鋼への要求も年々過酷になっている。JFE スチールは、経済合理性に留意した高加工性高耐熱フェライト系ステンレス鋼の開発・適用を通して、CO₂ 排出量を削減できる優れたガソリンエンジンの開発に貢献してきた。本稿では、耐熱性向上に関する金属学的機構および開発材 (JFE-MH1, JFE-TF1[®]) の特徴を報告する。

Abstract:

CO₂ reduction is being vigorously promoted in each country. Reducing CO₂ emissions from internal combustion engines (including HEVs and PHEVs) is just as important as the development of BEVs and FCVs. Engine development aimed at improving fuel efficiency (CO₂ reduction) is being energetically promoted, and the demand for heat-resistant stainless steel is becoming stricter year by year. JFE Steel has contributed to the development of an excellent gasoline engine that can reduce CO₂ emissions through the development and application of heat-resistant ferritic stainless steels with super formability that pays attention to economic rationality. In this paper, metallurgical mechanism regarding improvement of heat resistance and the characteristics of the developed steels (JFE-MH1, JFE-TF1TM) are reported.

1. はじめに

気候変動に影響するとされる温室効果ガス CO₂ の削減計画が各国で精力的に進められており¹⁾、その中で電動車両、特に BEV (バッテリー EV) が注目されている。BEV から排出する CO₂ 量は、走行中、すなわち T to W (Tank to Wheel) の範囲に限れば内燃機関に対して圧倒的な優位性があるものの、バッテリーの源である発電所での CO₂ 排出を考慮する W to W (Well to Wheel) では、HEV (ハイブリッド車) の CO₂ 排出量が BEV より少ない国もある²⁾。さらに、最近ではバッテリー/パワートレイン製造時の CO₂ 排出量と廃棄・リサイクルまでを考慮する LCA (Life Cycle Assessment) の視点から比較した報告³⁻⁵⁾ も多く、地域および走行距離などによりガソリン車、ディーゼル車、HEV および BEV 車の CO₂ 排出量の優劣が変化する。これは内燃機関の熱効率、石炭火力発電所の熱効率、および再生可能エネルギーと原子力発電などの電力構成割合が極めて大きな影響を持つためである。CO₂ フリーエネルギーなどをメイ

ン電源化する前提のもと、世界各国で内燃機関→HV、PHEV (プラグインハイブリッド車)→BEV、またさらなる将来には BEV または FCV (燃料電池車) を主流とする構想が進められている。しかし、現時点および当面の間の全世界の電力源構成あるいは供給量を踏まえると、内燃機関 (HEV および PHEV を含む) から排出される CO₂ 削減が極めて重要であることは言うまでもない³⁻⁶⁾。このような背景から、BEV および FCV の開発と平行して内燃機関の CO₂ 排出量の削減、すなわち燃費改善エンジンの開発も進められている。日本国内に注目すると、産学官連携した AICE (自動車用内燃機関技術研究組合)⁶⁾ では、電動化との融合を前提として内燃機関の CO₂ 排出量を W to W で BEV と同等にまで削減する目標を 2019 年に掲げている。また最近では既存のインフラとエンジンを活用しながらカーボンニュートラルを達成できる e 燃料 (CO₂ と水素を合成して製造するガソリン車/ディーゼル車用燃料) の開発⁵⁾、あるいは既に実用化されている水素燃焼エンジン車の高圧水素ボンベ量産化技術確立による画期的な航続距離向上等⁷⁾が、現在、改めて注目されている。

このように現在でも内燃機関の開発ニーズは大きく、各自

2021 年 6 月 1 日受付

自動車メーカーは、世界各国の環境規制に対応するため、燃焼技術から排出ガスの後処理浄化技術まで多くの研究・開発を進めており、新技術の開発に伴い、エンジンの耐熱部品（排気マニフォールドあるいはコンバーター）材料への要求特性も大きく変化してきた。

JFE スチールは、経済合理性に留意した高加工性高耐熱フェライト系ステンレス鋼⁷⁻¹¹⁾ およびその適用技術の開発¹²⁾を通して、CO₂排出量を削減できる優れたガソリンエンジンの開発に貢献してきた。

本稿では、素材の耐熱性向上、高加工性化による耐熱性向上の両項目に関する開発指針および開発材 (JFE-MH1, JFE-TF1[®])の特徴を報告する。

2. ガソリン自動車のエンジン耐熱部品へのステンレス鋼適用経緯

ガソリン自動車の排出ガス浄化率の向上は、大気環境改善の観点で古くから進められてきた。2000年頃までの状況は、富樫の報告など^{13,14)}に詳述されている。CO, HC および NO_xを含む排出ガスは、排気マニフォールド部で集められ後に触媒コンバーター（マニフォールドあるいは床下コンバーター）で酸化・還元反応により浄化される。酸化・還元反応のためには触媒が活性化温度に達していることが重要であり、エンジン始動直後から触媒が活性化するまでの時間をいかに短縮させるか、あるいはエンジン耐熱部品の熱容量をいかに低下させるかがこの時代の大きな課題であった。排出ガスが高温であるほど触媒の早期活性化に有効であり、また大排気量による出力向上ニーズも重なったことから、エンジン耐熱部品は、より高温の環境に曝される傾向にあった。なお、2004年には最高出力280馬力を上限とした国内向け自主規制も撤廃された。

一方、燃費向上のためにはエンジンの熱効率を上げる必要がある。ところが、燃焼後の高温の排出ガスからエネルギーを取り出しすぎると、排出ガス温度が下がりすぎて触媒コンバーターの浄化性能が低下し、厳しくなる一方のエミッション規制には不利となる。この対応として、コンバーターの設置位置を床下からエンジンに近づけるようになり、マニフォールドの適用が拡大した。すなわち、コンバーター用のステンレスもより高温の環境に曝されるようになった。

これらの結果、2000年台の前半には、エンジン耐熱部品の多くは、鋳物、Type409あるいはメッキ鋼製から汎用耐熱のType429Nb (13-15Cr-1Si-Nb) ステンレス鋼あるいは高耐熱のType444 (19Cr-2Mo-Nb) ステンレス鋼に置き換わった。

3. 環境性能に優れたガソリンエンジン開発に伴うエンジン耐熱部品への要求変化

地球温暖化対策にリンクしてCO₂排出量の削減（燃費向

上）が特に注目されている近年では、

- (1) 吸排気系については、高圧縮、燃焼室の遮熱技術、アトキンソンサイクル、ランキンサイクルの活用を含む排熱エネルギー回収技術及び負圧起因のポンピングロスの改善を目的としたEGR-Cの適用・拡大
- (2) 燃焼制御の面では、AES (Auxiliary Emission Control Strategy) として認められていた $\lambda < 1$ 領域を $\lambda = 1$ 制御化する検討

なども進み¹⁵⁾、エンジン耐熱部品の環境温度も大きく変化している。

さらに、究極のガソリン燃焼方式と言われる均一予混合圧縮着火 (HCCI) エンジンの一歩手前とされる、極めて高い圧縮比を達成し運転状況により火花点火制御圧縮着火 (SPCCI) となる、ガソリンとディーゼルのメリットを兼ね備えたガソリンエンジンも開発された (写真1¹⁶⁾)。このエンジンは、日本のステンレス業界の専門家が選定するステンレス協会創立60周年記念賞と第18回ステンレス協会最優秀賞をダブル受賞した¹⁶⁾。このエンジンの耐熱部品に高加工性高耐熱フェライト系ステンレス鋼が適用されている。また、内燃機関単独では電力不足の懸念から実用化が極めて限定的であった電気加熱触媒システムも、電動化技術との融合により汎用化が視野にはいつてきた。このような技術も加わり、HV および PHEV を含む内燃機関のCO₂排出量の削減は、画期的に進んでいる。一方、最先端の内燃機関にはより優れた静粛性も求められ、そのためにエンジンを遮音カバーで覆うことで素材温度がさらに上昇する場合もある。また、残留排ガスが十分に排出されないとガソリンエンジンの高圧縮比化が困難になる¹⁷⁾ため、各気筒からのスムー



写真1 世界初の火花点火制御圧縮着火 (SPCCI) エンジンに採用されたステンレス製エキゾーストマニフォールドとコンバーター外観 (ステンレス協会殿ご提供)

Photo. 1 Appearance of stainless steel exhaust manifold & converter for SKYACTIV-X engines with the world's first spark controlled compression ignition (SPCCI) (Photo courtesy: JAPAN STAINLESS STEEL ASSOCIATION)

ズな排出を考慮して、排気マニフォールドには過酷な形状が要求される場合も多い。

以上はガソリンエンジンの例であるが、ディーゼルエンジンも含め、自動車用内燃機関の最先端のCO₂排出量削減技術は、エンジン耐熱部品の必要耐熱性・加工性に対し極めて大きな影響を及ぼす。その結果、近年では、素材担体での耐熱性向上ニーズに加え、加工性向上も特に重要になっている。

次章以下で耐熱性および加工性の向上技術について報告する。

4. 耐熱性向上技術

4.1 高温高サイクル疲労特性

エンジン耐熱部品には、エンジン振動に起因した振動応力が高温環境下で負荷されている。著者らは、鋼板の高サイクル疲労特性の評価として一般的なシェンク式の高サイクル疲労試験を用いて各種ステンレス鋼を評価した。

当社の代表的な耐熱ステンレス鋼の800℃のS-N曲線(1.5 mm t)を図1に示す。また、これらの常温および800℃の機械的性質を表1に示す。10⁷疲労応力は、弾性歪範囲での応力となるはずであるが、800℃の10⁷疲労応力は、素材のTS (JIS 準拠) を超えている。これは材料の強度が歪速度に依存するためであり、疲労試験と同じ歪速度下での動的S-S曲線を模擬評価した結果、10⁷疲労応力は、この歪速度下での弾性限内であることが明らかになった¹⁸⁾。

10⁷疲労応力の温度依存性を図2に示す。例えばJFE409Lの700℃10⁷疲労応力は、JFE429EX (Type429Nb)の780℃相当であり、JFE429EX (Type429Nb)の800℃の10⁷疲労応力は、JFE-MH1およびJFE434LN2 (Type444)の900℃相当であることがわかる。先に述べたとおり、高サイクル疲労試験のような高歪速度での10⁷疲労応力はその歪速度に大

きく影響されるため、図1および図2は、材料間の相対的な比較として活用されている。

4.2 低サイクル疲労特性

耐熱材料の低サイクル疲労特性の評価は、一定の温度で

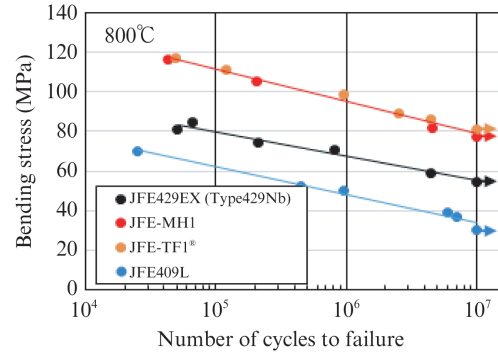


図1 800℃のS-N曲線の例

Fig. 1 Examples of S-N curve at 800°C of stainless steels

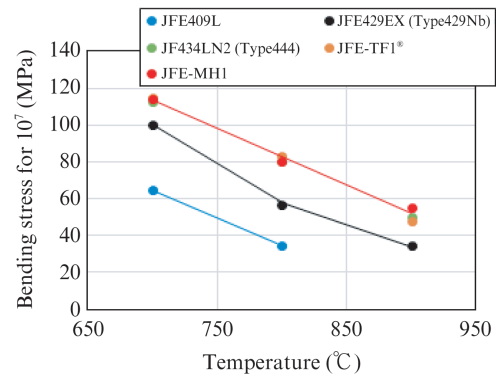


図2 10⁷疲労応力と温度の関係

Fig. 2 Relationship between bending stress for 10⁷ and temperature

表1 耐熱ステンレス鋼の成分および機械的性質例 (2 mm t)

Table 1 Examples of chemical compositions and mechanical properties of heat-resistant stainless steels (2 mm t)

	(mass%)						
	C	Si	Cr	Nb	Mo	Cu	Al
JFE429EX (Type429Nb)	0.008	0.86	14.6	0.44	—	—	—
JFE-MH1	0.004	0.34	14.8	0.52	1.58	—	—
JFE434LN2 (Type444)	0.005	0.29	18.9	0.36	1.84	—	—
JFE-TF1 [®]	0.007	0.80	17.5	0.45	—	1.25	added

	R.T				800°C	
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	r-value	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)
JFE429EX (Type429Nb)	290	470	36	1.4	29	48
JFE-MH1	310	480	36	1.4	41	67
JFE434LN2 (Type444)	365	525	33	1.2	38	66
JFE-TF1 [®]	400	530	33	1.4	44	63

塑性歪を負荷し評価する方法が一般的である。一方、自動車エンジンでは、一日の中でもエンジンのオンオフにより環境温度が大きく変化する。エンジン耐熱部品の両端は、他の部品に溶接あるいはフランジを介して接合されているため自由熱膨張できない環境になっており、その拘束を介して熱歪が発生し、温度変化による低サイクル疲労が寿命を律速する場合もある^{13,19)}。可能な限り拘束率を低くする設計を指向しても、塑性歪を無くすことは現実的に困難である。そこでエンジン耐熱部品の拘束環境を模擬するため、歪制御の熱疲労試験機を用いて拘束率と低サイクル疲労寿命の関係性を評価する機会が多い^{18,20-23)}。

100℃⇔800℃の熱疲労試験結果を図3に示す。理由は後述するが、JFE-MH1はすべての拘束率において最も寿命が長い。なお、ここでの寿命は、しばしば採用される、定常応力の70%になったサイクルである。JFE409Lは、高拘束率の場合、JFE434LN2 (Type444) よりも長い寿命を示すものの、低拘束率化すると、JFE409Lの寿命の延長は少ないが、JFE434LN2 (Type444) は寿命が大きく延長し、JFE409Lとの序列が逆転する。Landgrafが指摘²⁴⁾しているとおり、強度と延性の影響から本結果も説明可能^{14,22,23)}である。低サイクル疲労試験では、塑性歪量が寿命に大きく影響する。同じ熱疲労試験条件でも、塑性歪量は材料の各温度での強度に大きく影響されるため、熱膨張率が同じかあるいは拘束率の変化を与えるほどの相違がないという前提では、全歪量が多い環境(高拘束率)における、全歪量に占める塑性歪量の割合は、材料による相違は少ない。一方、全歪量が少ない環境(低拘束率)になるにしたがい、高強度材の寿命が大きく延長するのは、塑性歪量が顕著に少なくなりやすいためである¹⁴⁾。これは、各温度でのS-S曲線から自明である。また、高温での座屈¹⁹⁾および高サイクル疲労特性も考慮すると、熱疲労寿命を延長するためにまずは高温強度を向上させるステンレスの開発を目指すのは自然の流れであったと言える。

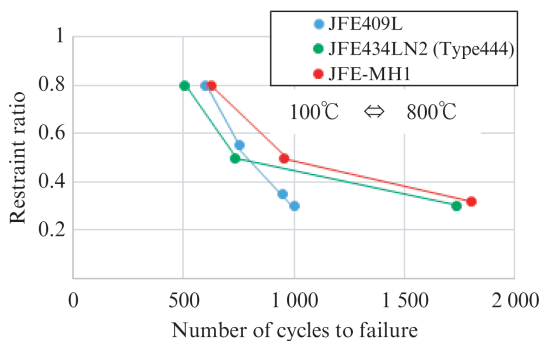


図3 拘束率と熱疲労寿命の関係

Fig. 3 Relationship between restraint ratio and number of cycles to failure in thermal fatigue test

一方、塑性歪が負荷される熱疲労試験では、試験片疲労破面近傍では塑性変形が観察され、また実際の耐久試験後の部品でも塑性変形が観察される場合が多い。熱疲労試験の試験条件によっては内部に蓄積された歪が高温で回復・緩和するものの、一定の塑性歪が熱サイクル毎に加わっている。その塑性歪は、試験片断面積の変化を生じさせるため、熱疲労特性の評価にはその断面積変化も考慮すべきと著者らは考えた。断面積の変化は、最低温度の荷重にも反映されるため、熱サイクルにおける断面積の変化と荷重の関係を詳しく考察し、参考文献²²⁾に詳述している。例えば、

n : サイクル数, $F(n)$: n サイクル時の最低温度での引張荷重, k : 1 サイクルの塑性変形による断面積変化率($0 < k < 1$), $\sigma(n)$: n サイクル時の最低温度の応力, $S(n)$: n サイクル時の断面積

とし、

$$F(n) = \sigma(n) \cdot S(n) = \sigma(n) \cdot k^n \cdot S(0) \dots\dots\dots (1)$$

と仮定すると、

$$\log F(n) = n \log k + \log \{\sigma(n) \cdot S(0)\} \dots\dots\dots (2)$$

となる。

すなわち $\log F(n)$ - n の片対数プロットを行えば、 $\sigma(n)$ と k が n に依存せず一定であるなら、 $\log k$ を勾配とする直線が得られるはずである。Type409, Type429Nb および Type444 は、いずれも鋼種によって異なった特定のサイクル (N_{tr} とする) まで直線を示した²²⁾ (ステージ I とする)。また、その傾き ($\log k$) の絶対値は Type409 > Type429Nb > Type444 であり、強度から予想される序列であった²²⁾。図4にその模式図を示す。あるサイクル (N_{tr}) までは $\sigma(n)$ と $\log k$ は一定あるいは大きな変化はなく、素材の強度と拘束率によって決まる一定の塑性変形 (断面積変化 k) が続き、 N_{tr} 以降 $F(n)$ が急激に低下する (ステージ II とする)。これは、 $\sigma(n)$ に影響する程度の亀裂あるいはネッキング発生により $\sigma(n)$ が急激に低下したと考えるのが自然である。そこで、この N_{tr} サイクル時点の断面積が該当の温度サイクルにおける素材の延性限界を意味すると考え、実際に断面積測定を行い考察した²²⁾。この仮説が正しく、かつ熱疲労試験期間の固溶・析出の影響差が小さい範囲を前提とすれば、ステージ II の開始サイクル (N_{tr} : 観測できる程度の巨視的亀裂・ネッキングが発生するサイクル) でのサンプル断面積比は (1) 式より $S(N_{tr})/S(0) = k^{N_{tr}}$ となり、拘束率によらず材料固有の値になると予想できる。拘束率 0.3~0.9 の広い範囲で実験した結果、Type409, Type429Nb および Type444 の各 $k^{N_{tr}}$ は、解析上のばらつきはあるものの、各々の中央値をとると、0.75, 0.85 および 0.92 という拘束率に依存しない材料固有の値を示し、鋼種間の亀裂発生・ネッキング発生限界の相違

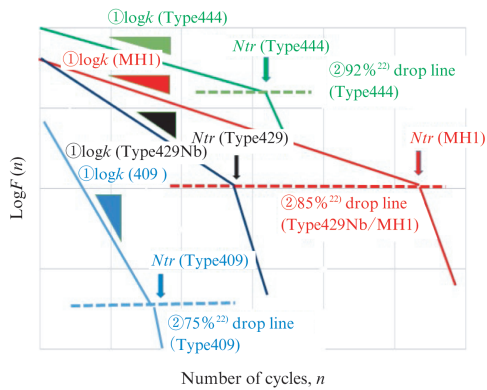


図4 N_{tr} (ステージ I) に及ぼす強度と延性の影響の模式図

Fig. 4 Schematic diagram of effects of strength and ductility on N_{tr} (Stage I) which is considered to be cycle in which cracks occurred

$$\log(F(n)) = n \cdot \log(k) + \log(\sigma(n) \cdot S(0))$$

$$(1 \leq n \leq N_{tr} \quad \sigma(n)S(0) = \text{Const.})$$

は明白となり、上記仮説を裏付けた²²⁾。各鋼の $K^{N_{tr}}$ 値から、通常の熱疲労寿命評価 ($F(n)$ 強度が70%低下時)は、ステージII (亀裂/ネッキング発生後)の段階であることがわかる。この各鋼の $K^{N_{tr}}$ 値は、亀裂発生までの素材の優劣に関して定量的指標となりうる。例えば、中温～高温域での強度がType444同等でありType429Nb同等の延性を有するModified444が開発された場合、Type444は8%程度の積算塑性変形で亀裂・ネッキングを発生するが、Modified444は15%の積算塑性変形までは亀裂・ネッキングを発生しないことが期待される。すなわち、亀裂発生までの寿命比は、Type444 : Modified 444 = $|\log 0.92| : |\log 0.85| \approx 1:1.9$ となりModified444は、拘束率によらず2倍近い亀裂・ネッキング発生寿命の延長が期待できる。

熱サイクルを負荷するだけの環境であれば、亀裂・ネッキング発生サイクルと見なした N_{tr} (ステージ I/II の分離) を議論する意味は小さい。しかし、4.1節および4.3節で述べるような機械的振動も負荷される実際のエンジン耐熱部品の場合、熱サイクルによる亀裂・ネッキングの発生は、機械的振動による高サイクル疲労寿命を大きく短縮させる場合も起こりうる。すなわち、熱サイクル (低サイクル疲労) + 機械振動 (高サイクル疲労) の複合疲労による寿命短縮が顕在化する可能性があり、亀裂・ネッキング発生サイクルとみなした N_{tr} は、高サイクル疲労の振動の大きさなどによっては極めて重要な意味を持つ。対象となる部品の寿命の考え方はケースバイケースであるものの、熱疲労寿命を、鋼種によらず一律に応力が70%低下した時点とするのではなく、例えばType409は75%、Type429Nbは85%、Type444は92%低下時とするのも合理的な考え方であり、寿命を高める基本的な考え方は、図4の模式図に基づく以下の(1)(2)が効果的である。

(1) 中温～高温での高強度化により塑性変形量の減少

(傾き $\log k \rightarrow 0$ へ)

(2) 限界延性の向上 ((1) が同程度であれば特に有効)

負荷される塑性歪量を少なくする、すなわち $\log k \rightarrow 0$ に近づけるには高強度化が有効である点は4.2節で述べたが、高強度化は一般的に限界延性の低下を招くことはType409、Type429NbおよびType444の $K^{N_{tr}}$ (0.75, 0.85, 0.92) の比較から明らかである。従って、やみくもな高強度化は亀裂・ネッキング発生サイクル (N_{tr}) を早め得策ではない。

すなわち、高延性化は、成形の可否に加え、熱疲労による亀裂・ネッキング発生までの寿命 (ステージ I 寿命) 延長という観点でも非常に重要であると言える。加えて、この延性効果は拘束率に依存しないため、通常強度支配領域と考えられる低拘束率の場合でも、同じ $\log k$ であれば、 $K^{N_{tr}}$ の割合に応じた寿命延長効果が期待できる。

著者らは、この視点²²⁾に基づき、Type444の中～高温強度を維持しながら、高延性のための低合金化を指向し、JFE-MH1^{9,10)}を開発した。

4.3 複合疲労

熱疲労のような低サイクル疲労環境で塑性変形による板厚減が進むと、その部分では、外部振動起因による応力が大きくなる。従って、耐久試験で不合格となった部品の破面に高サイクル疲労の痕跡であるストライエーションを観察したからといって、高サイクル疲労に原因を求めるのは早計である。その高サイクル疲労寿命の原因は、低サイクル疲労による塑性変形あるいは亀裂・ネッキング発生であった可能性も考慮すべきである。

真の原因が熱サイクルによる低サイクル疲労に起因する板厚減または亀裂・ネッキングであると判断できれば、限定的な効果しか現れない板厚増対策ではなく、積極的に温度分布を変えるような形状、素材変更などが効果的なオプションとなる。耐久試験での破損原因の究明には、材料力学、金属工学、加工/熱シミュレーション、高/低サイクル疲労理論、酸化および腐食などの知識・知見を最大限活用できてはじめて明確になる場合も多い。

5. 加工性向上による耐熱性向上技術

5.1 高加工性化の背景

4.2節と4.3節では、拘束率の大小に関わらず、高延性化が低サイクル疲労特性に重要な意味を持つ点を指摘した。

一般的に、市場に出ているフェライト系ではType444が最高の耐熱SUSとされている。しかし、高合金化の手法で高温での強度を高めれば、他の温度でも強度が高まるため、室温から高温まで全温度域で延性が低くなる²²⁾。通常、耐熱性は、板/丸棒のような未成形の状態では、疲労、耐酸化性あるいは高温強度などを評価している。しかし、エンジン耐熱部品では3章で述べたとおり過酷な形状に成形される場

合が少なくない。これは、エンジンパフォーマンスのため、あるいはエンジンスペースの制約のためなど多くの理由がある。このような過酷な成形により板厚は減肉する。それが局部的に発生すればネッキングとなりそもそも適用できない。ネッキングまで至らずとも、板厚減が大きければ、本来は必要でない部分も含めて板厚を厚くする必要があり、重量増、燃費低下に繋がる。当社では、過酷な成形を求められる場合を想定し、高加工性を考慮した開発を行ってきた。

5.2 ランクフォード値 (r 値) 向上技術⁸⁾

フェライト系ステンレス鋼は、製造プロセスによりランクフォード値 (以下、 r 値) が大きく変化することが知られている。70%以上の高い冷間圧延率を負荷すれば r 値が向上する²⁵⁾が、エンジン耐熱部品に適用されるステンレス鋼は1.5 mm~2.5 mmであり、冷間圧延率を十分に確保できない。このような制約下でも、集合組織制御により r 値以外の特性を変化させずに、 r 値を高めることに成功した。JFE429EX (Type429Nb) 2 mm厚の r 値は、高 r 値プロセスを経ることで1→1.4にまで約40%向上している。この r 値向上により板の絞り性および穴広げ性が著しく向上するだけでなく、パイプの加工性も圧倒的に向上した⁸⁾。

表1に示したとおり、当社の耐熱フェライト系ステンレス鋼 (JFE429EX (Type429Nb), JFE-MH1 及び JFE-TF1[®]) は、いずれも高い r 値を有しており、部品の成型のしやすさに加え、板厚減を抑えることによる耐久性向上にも貢献している。

5.3 マルチロールコンセプトに基づいた、汎用グレード (JFE429EX) の室温高加工性を維持したまま高耐熱グレード (JFE434LN2) 以上の熱疲労特性を示す JFE-MH1^{9,10)}

1-3章で述べたとおり、JFE429EX (Type429Nb) はエンジン耐熱部品向けの汎用材である。このグレードで満足できない場合、JFE434LN2 (Type444) で試作すると、室温のYS Elが両鋼では大きく異なり、金型の変更、工程変更などが必要となる場合も多い。従って、高い r 値を有するJFE429EX (Type429Nb) と同等の室温加工性 (高 r 値、高伸びおよび低YS) を維持しながら高温強度を向上させた鋼材が強く求められていた。

表1に示したJFE-MH1の機械的性質は、JFE429EX (Type429Nb) の高い室温加工性をそのまま引き継ぎ、高温強度はJFE434LN2 (Type444) と同等である。従って、JFE429EX (Type429Nb) で耐久性が不十分な場合、JFE-MH1では試作金型などを変更せずに耐久試験に進めることができ、エンジン開発のスピードアップに大きく貢献する。以下、市場で高い評価を受けてきたJFE429EX (Type429Nb) の室温での高い加工性 (高 r 値、高伸びおよび低YS) をそのままに、高温強度をアップさせたJFE-MH1の金属学的機

構について考察する。

JFE429EX (Type429Nb) の場合、15%Crと1%程度のSiの添加により大気中950°C程度の耐酸化性を確保している。一般的に、Siによる耐酸化性の向上は保護性の高い酸化被膜の効果と考えられている。しかし、15%Crに1%のSiを添加する程度ではそのような被膜は観察されない¹⁰⁾。富士川ら²⁶⁾は、フェライト組織が高温で γ 変態した場合そこから異常酸化しやすく、Siによる耐酸化性向上機構は、保護被膜ではなくフェライト組織の安定性から説明できるとしている。富士川らの説によれば、保護性の高い酸化被膜をつくらないMoであっても、フェライト生成元素であることから、15%Crのフェライト組織の高温安定化を通して950°C程度の異常酸化を抑える可能性が考えられた。一方、重元素であるMoは、15%Crベースであっても、固溶強化により高温強度を向上させることは明らかである。すなわち、Siは酸化性向上という一つの役割を担うだけなのに対しMoは二つの役割 (酸化性と高温強度) を担わせるため、室温の軟質化に有利になると想定しMoを添加する鋼材を開発した。

15%Cr-0.2%SiベースでのMoの950°Cの耐酸化性への影響及び15%CrベースでのSiの影響を図5(a)(b)¹⁰⁾に示す。Moは、保護性の高いMo酸化被膜をつくらないにもかかわらず、1.5%添加以上で著しく耐酸化性を向上させた。また15%Cr-1.6%Moベースの場合、保護性の高い酸化被膜をつくらない0.2%以上のSi添加であっても、950°Cの耐酸化性を著しく向上させた。これらは、フェライト系ステンレス鋼の異常酸化を防止する富士川らのフェライト組織説²⁶⁾を強く支持する結果となった。なお、Feと同程度の比較的軽い元素であるCrは高温での固溶強化が期待できず、Feとの原子半径差により室温の強度を硬化させ、延性を低下させるため、耐食性などから必要最低限を確保すればよいとするJFE429EX (Type429Nb) 開発時の知見⁷⁾に基づき、JFE-MH1も15Crとしている。このように、一つの元素 (Mo) をマルチな特性改善に利用する金属学的原理に基づき、目

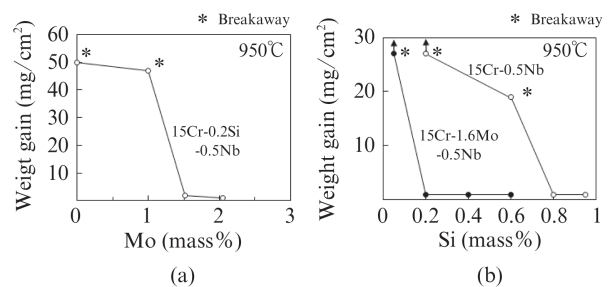


図5 15%Cr-Nb 添加ステンレス鋼の950°C 200時間大気中連続酸化試験の酸化増量に及ぼす (a) Moと (b) Siの影響

Fig. 5 Effects of (a) Mo and (b) Si contents on weight gain of 15Cr-Nb stainless steels by continuous heating at 950°C for 200 h in air

的特性を發揮する JFE-MH1 を開発^{9,10)}した。

5.4 汎用グレード (JFE429EX) の高い r 値を維持したまま、高耐熱グレード (JFE434LN2) 以上の熱疲労特性を示す JFE-TF1^{®11)}

表1に示した JFE-TF1 は、Cu 添加による析出強化^{11,27,28)}と Al の固溶強化¹¹⁾を利用しているため、Mo レスで高温疲労特性および熱疲労特性は JFE-MH1 同等である。一方、室温の強度は JFE434LN2 (Type444) より硬くなるものの、 r 値は高い。従って、JFE-MH1 を適用するほど過酷な加工が必要でない部品には、JFE-TF1 が適用できる場合も多い。

6. おわりに

JFE スチールの高加工性高耐熱フェライト系ステンレス鋼の考え方およびその特徴について概観した。開発鋼 (JFE-MH1, JFE-TF1) と既存鋼 (JFE429EX (Type429Nb), JFE434LN2 (Type444)) の位置付けを図6に示す。素材自体で JFE434LN2 (Type444) 以上の熱疲労特性を有しつつ、JFE429EX (Type429Nb) と同等の室温高加工性 (高 r 値, 高延性 (伸び) および低YS) を有する JFE-MH1 および素材自体で JFE434LN2 (Type444) 以上の熱疲労特性を有しつつ、JFE429EX 同等の高い r 値を有する Mo レスの JFE-TF1 を開発した。高加工性 (高 r 値および高延性 (伸び)) は、単に成形できる範囲の拡大のみならず、部品としての耐久性向上にも大きく貢献する。これら開発鋼を適用した部品では、Type444 製より優れた耐久性を示した実績が数多くあり、4.2 節~5.2 節ではその向上機構について概説した。

内燃機関 (HV あるいは PHEV 含む) の CO₂ 排出量の削減に向けて、産学官の各方面で多くの技術開発が進んでい

る現在、汎用グレード JFE429EX (Type429Nb) からの高耐熱化のニーズは拡大中であり、JFE-MH1 および JFE-TF1 は今後も大きく貢献し続けていくと期待している。

参考文献

- 1) 例えば、2020年10月26日 第230回国会における菅内閣総理大臣所信表明演説。
- 2) 日経 Automotive. 2020年1月号, p. 94.
- 3) JAMAGAZINE. 日本自動車工業会. 2021, vol. 55, 1-2月号, p. 11.
- 4) Kawamoto, R.; Mochizuki, H.; Moriguchi, Y.; Nakano, T.; Motohashi, M.; Sakai, Y.; Inaba, A. Estimation of CO₂ Emissions of Internal Combustion Engine Vehicle and Battery Electric Vehicle Using LCA. Sustainability. 2019, 11, p. 2690-2704.
- 5) 日経 Automotive. 2021年2月号, p. 4.
- 6) <https://www.aice.or.jp/company/>
- 7) 宮崎淳, 郡司牧男, 吉岡啓一. 自動車エキゾーストマニフォルド用高加工性 R429EX および高耐熱 R444EX ステンレス鋼の開発. 川崎製鉄技報. 1993, vol. 25, no. 2, p. 34-40.
- 8) 宮崎淳, 郡司牧男, 馬場幸裕. 自動車軽量化と排出ガス浄化に貢献する加工性に優れた高耐熱フェライト系ステンレス鋼および鋼管. 川崎製鉄技報. 2001, vol. 33, no. 2, p. 14-18.
- 9) 宮崎淳, 平澤淳一郎, 古君修, 小林真, 柿原節雄. 加工性と耐熱性を両立させた自動車排気系用フェライト系ステンレス鋼「RMH-1」の開発. までりあ, 2003, vol. 42, no. 2, p. 157-159.
- 10) 宮崎淳, 平澤淳一郎, 古君修. 排気部品用ステンレス鋼—耐熱性と加工性に優れたエキゾーストマニフォルド用フェライト系ステンレス鋼「JFE-MH1」. JFE 技報. 2004, no. 4, p. 53-57.
- 11) 中村徹之, 太田祐樹, 加藤康. 省資源型高耐熱フェライト系ステンレス鋼「JFE-TF1」の開発. までりあ. 2015, vol. 54, no. 1, p. 18-20.
- 12) 尾崎芳宏, 井口貴郎, 宇城工. エキゾーストマニフォルド用フェライト系ステンレス鋼の成形性. JFE 技報. 2008, no. 20, p. 42-46.
- 13) 富樫房夫. 自動車用ステンレス鋼の開発状況. 日本鉄鋼協会西山記念技術講座. 1994, p. 267-293.
- 14) 宮崎淳, 平澤淳一郎, 古君修. 自動車排気系用高性能ステンレス鋼. 自動車技術, 2001, vol. 55, no. 10, p. 25-30.
- 15) 日経 Automotive. 2021年2月号, p. 38.
- 16) 第18回 (2019年) ステンレス協会最優秀賞兼ステンレス協会創立60周年記念賞 <http://www.jssa.gr.jp/prize/>
- 17) 人見光夫監修, 御堀直嗣編. マツダスカイアクティブエンジンの開発. 三樹書房. 2016, 201p. (p. 33.)
- 18) 宮崎淳, 石井和秀, 佐藤進. 高温疲労特性および熱疲労特性に優れた自動車排気系用フェライト系ステンレス鋼. 川崎製鉄技報. 1998, vol. 30, no. 2, p. 31-35.
- 19) 山中幹雄, 乙黒靖男, 三浦文義, 財前孝. 高温用ステンレス鋼の使用性能. 製鉄研究. 1983, no. 311, p. 33-39.
- 20) 平川賢爾, 時政勝行. フェライト系ステンレス鋼 430Zr の熱疲労強度. 鉄と鋼. 1977, vol. 63, no. 4, S255.
- 21) 奥学, 中村定幸, 平松直人. フェライト系ステンレス鋼の熱疲労特性と高温特性. 日新製鋼技報. 1992, no. 66, p. 37-48.
- 22) 宮崎淳, 多田昌哉, 富樫房夫. エキゾーストマニフォルド用フェライト系ステンレス鋼の高温特性に及ぼす合金元素の影響. 自動車技術会学術講演会前刷集. 1993, no. 936, p. 201-204.
- 23) Miyazaki, A.; Ishii, K.; Hirasawa, J.; Satoh, S. Fatigue Properties of Nb-Bearing Stainless Steels for High Temperature Applications in Automobile Exhaust Gas System. SAE Technical Paper. 1999-01-0373, 1999, p. 1-8.
- 24) R, W, Landgraf. The Resistance of Metals to Cyclic Deformation. ACHIEVEMENT OF HIGHFATIGUE RESISTANCE IN METALS AND ALLOYS, ASTM STP467. 1970, p. 3-36.
- 25) 沢谷精, 清水邦彦, 中山正, 三好正則. Ti 添加低 C, N-17%Cr ステンレス鋼薄板の r 値および集合組織. 鉄と鋼. 1977, vol. 63, no. 5, p. 843-854.
- 26) 富士川尚男, 村山順一郎, 藤野充克. Cr 系フェライトステンレス鋼の耐高温酸化性と高温酸化機構. 鉄と鋼. 1983, vol. 69, no. 6, p. 678-685.
- 27) 富田壮郎, 奥学. Cu 含有フェライト系ステンレス鋼 NSSEM-C の開発.

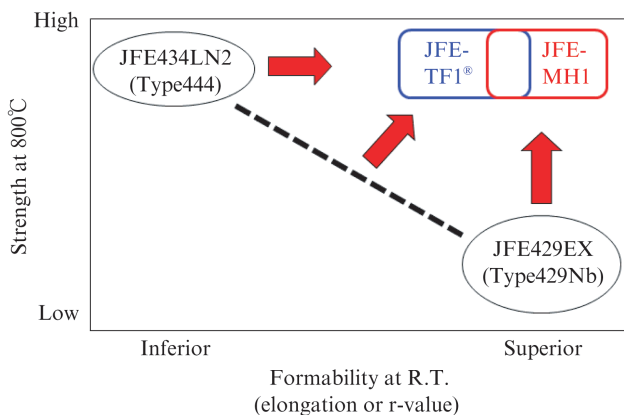


図6 従来鋼と開発鋼 (JFE-MH1, JFE-TF1[®]) の室温と 800°C 強度の比較

Fig. 6 Comparison of characteristics at R.T. and 800°C between conventional (Type444 & Type429Nb) and developed stainless steel (JFE-MH1 & JFE-TF1TM)

日鉄日新製鋼技報. 2009, no. 90, p. 30-39.

- 28) 濱田純一, 林篤剛, 神野憲博, 小森唯志, 伊藤宏治, 福田望, 井上宣治.
動的析出強化を活用した自動車排気部品用耐熱フェライト系ステンレス鋼 (NSSC[®]429NF, NSSC[®]448EM) の開発. まてりあ. 2017, vol. 56, no. 1, p. 33-35.



宮崎 淳