低温焼入による鋼の材質の変化について (第3報)*

(疲労および衝撃強度の改善)

桜井 忠一** 川崎 正** 北 幸 純**

On the Changes of the Properties of Steel Caused by
Low-Temperature-Quenching (3rd Rep).
(On the Fatigue and Impact Strengths)

by

Tadakazu SAKURAI, Tadashi KAWASAKI, and Yukizumi, KITA
(Himeji Technical College)

The effects of low-temperature-quenching (LTQ) and spheroidizing treatments on the fatigue and the impact strengths of steels were investigated. The specimens were of plain carbon steels containing carbon, from 0.04% to 0.8%, and the heat treatments were carried out as follows;

(a) LTQ; The annealed steels were heated at 700°C for 100 min., quenched into ice water and kept for about 2 hr. at 0°C.

(b) Spheroidizing treatment; The annealed steels were austenitized for 15 min. at 50°C above their appropriate A_3 temperature, quenched into water, and subsequently reheated at 700°C for 100 min., quenched into ice water and kept for about 2 hr.

After the heat treatment, the specimens were turned down, and the rotating beam fatigue test and the notched bending impact test were carried out at room temperature.

The results obtained were as follows:

(1) The fatigue and the impact strengths of steels are markedly influenced by both the strength of ferrite and the morphology of the carbide phase, to be greatly improved by spheroidizing the carbide and by low temperature quenching.

(2) The LTQ strengthens the ferrite matrix by supersaturating the carbon and the nitrogen in it. Accordingly, the more the ferrite in steels, in other words, the less the carbon content of steel is, the more effective the improvement of the fatigue and the impact strengths by LTQ are.

(3) The spheroidizing treatment relieves the internal notch effect and it may be plausible to assume that the ratio of the endurance limit of spheroidite to that of lamellar pearlite is a measure of the fatigue notch factor of the carbide lamella in pearlite. The mean value of this ratio is approximately 1.25.

(4) Fatigue strength is more improved by LTQ and spheroidizing than static strength is. It may be due to both the relieving of internal notch effect and the strain-aging which takes place during repeated loading.

(5) The endurance limits of spheroidized steels are of almost the same value in most cases (about 30 kg/mm²) regardless to their carbon content, while the less the carbon content of steels is, the higher the impact value is. Therefore, for many machine parts which require higher fatigue resistance and toughness such as absorption spring or shaft, low carbon steels which are low-temperature-quenched or spheroidized will be more advantageous by used than to use high carbon steels.

(Received December 20, 1956)

* 原稿受付 昭和31年12月20日 昭和31年5月15日材料試験協会
第5期総会講演会にて講演

** 正員 姫路工業大学

1. 緒 言

低炭素鋼および中炭素鋼に対して低温焼入処理が、疲労強度ならびに衝撃強度の改善にきわめて有効な処理法の一つであることをすでに述べた。本報では高炭素鋼に対する低温焼入ならびに球状化処理の効果および炭素量の影響について得られた結果を報告する。

用いた試料は Table 1 に示した組成の炭素鋼で直径 19mm に熱間圧延した棒材を、表面の脱炭および酸化を考慮して素材のままで焼準および焼鈍を行い、さらに所定の温度から低温焼入、あるいは球状化処理を行い、その後 Fig. 1 に示した寸法の試験片に仕上げた。焼準は A_3 よりも約 50°C 高い温度に 40 分加熱してから空冷し、焼鈍は同じ温度に 40 分加熱してから炉冷した。低温焼入および球状化処理は特に断らない限り次のようにした。

i) 低温焼入(LTQ): 焼鈍材を 700°C に加熱し 100 分保持してから 0°C 氷水中に焼入れ約 2 時間 0°C に保ってから取り出す。

ii) 球状化処理: 焼鈍材を A_3 より 30°C 高い温

度に 15 分加熱して室溫水中に焼入れ、さらにこれを 700°C に加熱し 100 分間保持して 0°C 氷水中に焼入れる。

疲労試験は小野式回転曲げ試験機により、また、衝撃試験は 30kgm シャルピー試験機によって常溫曲げ試験を行った。

2. 実験結果

(i) 静的強度

低炭素および中炭素の鋼では 700°C からの低温焼入によって静的強度がかなり高くなったが、高炭素鋼ではほとんどその増加が見られないのみならず比例限はむしろ低下する。しかし、ソルバイト組織または球状組織にすると強度は相当高くなり延性も増加する。一例として 0.59% C 鋼の結果を Table 2 に示した。この表には比較のために焼戻し後空冷した場合の結果をも示したが、静的強度に対しては、冷却速度の差はあまり影響がないようである。焼戻し処理は焼鈍材をあらかじめ A_3 より 50°C 高い温度に 15 分間加熱し室溫水中に焼入れたものを、さらに 500° , 600° および 700°C

Table 1. Composition of steels investigated.

Grade of steel	Chemical analysis (%)						
	C	Si	Mn	P	S	N ₂	Cu
0.05% C	0.04	0.08	0.27	0.008	0.011	0.0076	0.15
0.15% C	0.14	0.24	0.47	0.021	0.015	—	—
0.20% C	0.22	0.23	0.50	0.22	0.024	0.0076	—
0.30% C	0.29	—	—	—	—	—	—
0.35% C	0.35	0.19	0.86	0.047	0.050	—	—
0.40% C	0.37	0.28	0.58	0.029	0.018	0.0042	—
0.60% C	0.59	0.18	0.59	0.011	0.020	0.0039	0.10
0.80% C	0.80	0.09	0.32	0.008	0.013	0.0118	0.23

Fig. 1. Type of specimens.

に加熱して 100 分間保持してから水冷または空冷した。比例限は低温焼入によってむしろ低下する傾向がみられるが、これは急冷による残留熱応力に基づくものであろう。

低温焼入による強度の増加と炭素量との関係を調べると Fig. 2 のようになり、この図の縦軸は、引張強さ、降伏点および耐久限の低温焼入による増加を焼鈍材の値に対する百分率で表わしたものである。図のように強度の増加は炭素量の少ない鋼ほどいちじるしく、炭素量の増すに従って低下し、約 0.85% C, すなわち共析鋼では増加率は 0 と考えられる。

(ii) 衝撃強度

炭素および窒素の α 鉄に対する溶解度は温度が下るとともに低下するので、高温から徐冷すれば炭化物および窒化物が析出し、これらの析出物は衝撃値を低下させる。したがって、低温焼入により析出を阻止すれ

Table 2. Changes of static mechanical properties by heat-treatment.

Treatment	Heating temperature °C	Cooling	Structure	Hardness Rockwell "B"	Proportion limit (kg/mm ²)	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
Annealing	850	Furnace cool	Lamellar pearlite	79.4	25.0	31.0	72.8	15.7	23.2
LTQ*	500	Water quench	"	82.6	22.5	32.9	74.8	13.6	22.2
	600			83.5	23.2	33.2	76.0	15.2	22.4
	700			83.4	15.0	33.2	76.1	15.0	24.3
Tempering**	500	"	Sorbite	98.3	73.6	89.1	110.6	6.5	14.0
	600		"	90.0	63.3	86.4	80.4	15.6	51.1
	700		Spheroidal carbide	84.8	53.1	57.1	74.0	19.0	57.7
Tempering**	500	Air cool	Sorbite	99.2	82.2	95.1	103.3	3.4	10.1
	600		"	89.7	63.3	64.3	80.1	15.1	49.0
	700		Spheroidal carbide	85.6	54.1	59.7	74.8	19.0	57.3

* LTQ=low-temperature quenching.

** The specimens were austenitized for 15 min. at 50°C above the A₃, quenched into water, subsequently tempered for 100 min. at temperatures 500°C, 600°C and 700°C.

Fig. 2. Relations between the relative increase in strengths caused by LTQ and the carbon content.

ば衝撃値は高くなる。この影響は当然フェライトの多い鋼、すなわち炭素量の少ない鋼ほどいちじるしいはずで、事実低温焼入による衝撃値の増加は0.37% C鋼では約80%にも達するが、0.59% C鋼ではほとんど0である。

一方、球状化処理を行うと高炭素鋼でも衝撃値はいちじるしく高くなる。これは層状パーライトにおけるような鋭い角が消滅して内部欠欠効果がいちじるしく低下し、また、球状の炭化物がフェライト中に一様に存在するため、層状パーライトの場合に比してフェライトの変形が拘束されることも少ないことなどに基因するものである。したがって、球状化処理の衝撃値改

Fig. 3. Notched bar impact value and the relative increase in impact value against carbon content.

善に対する効果は炭素量の多い鋼における方が顕著であると考えられる。Fig. 3は鋼の炭素量と衝撃値との関係を示すもので、炭素量が多いものほど衝撃値は低い、球状化材では焼鈍材に比してかなり高い値を示しており、球状化処理による衝撃値の増加率を示すと図の点線のように、炭素量にはほぼ比例して増加率が高くなる。

(iii) 疲労強度

低温焼入および球状化処理をした0.59% Cおよび0.80% C鋼の疲労試験の結果をFig. 4(a), (b)に示した。図のように低温焼入により耐久限は高くなるが、その程度は炭素量の低い鋼の場合に比してきわめてわずかであって、ことにS-N曲線の有限寿命の部分、すなわち時間強度はほとんど増加していない。耐久限増加率と炭素量との関係はFig. 2に示したが、静的強

Fig. 4. (a) S-N diagrams for the 0.59%C steel.

Fig. 4. (b) S-N diagrams for the 0.80%C steel.

Fig. 5. Endurance limit against carbon content for various structures of steel.

度の場合と同様に、炭素量の増加にしたがっていちじるしく低下し、共析鋼ではほとんど0と考えられる。

Fig. 5 は耐久限と炭素量との関係を示したもので、焼鈍材の耐久限は炭素量の増加とともに高くなり炭素量約0.6%で極大となる。引張強さや硬度は炭素量とともに高くなるが、弾性限は炭素量約0.6%で極大となり、その後低下する事実もあり、引張強さや硬度が高くて必ずしもそれに対応して耐久限が高くなるとは限らないようである。また、Table 1 に示したように、0.80%C鋼はSi, Mn, Pなどの含有量が0.59%C鋼よりも少ないことも耐久限の低い一つの原因と思われる。

Fig. 5 の破線は低温焼入材の耐久限と炭素量との関係を示すもので、炭素量による耐久限の差はきわめてわずかであって、極軟鋼でも高炭素鋼に匹敵する値を持っている。したがって、鋼の疲労強度はフェライトの強度にいちじるしく支配されると考えられる。

球状化处理材の疲れ試験の結果は Fig. 4 (a) および (b) に示したように、単なる低温焼入の場合に比して疲れ強度はいちじるしく高くなっている。Fig. 4 (a) の鎖線は700°Cで100分間加熱して炭化物を球状化せしめてから空冷した場合で、耐久限は水冷の場合よりもわずかに高い。また、マルテン化したものを、加熱速度を約1°C/minとし、きわめて徐々に700°Cまで加熱し、700°Cに5時間保持してから空冷して、球状炭化物の粒子を粗大に成長させたものに対する結果を同図の破線で示した。この場合には耐久限は32.2 kg/mm²となって疲労強度はかなり低下する。これは高温に長時間加熱するので結晶粒度もある程度粗大化することが一つの原因と考えられるが、

おもに炭化物の粗大化により内部応力の分布が変化するためであろう。したがって、球状炭化物の粒度によって疲労強度は相当変化するものである。

球状化材の耐久限と炭素量との関係を Fig. 5 の鎖線で示した。耐久限は炭素量が増すにつれて高くなるが、炭素量の影響は焼鈍材におけるほど顕著ではない。また、0.04%C極軟鋼では低温焼入材と球状化材の耐久限はほとんど等しくなっている。この試料の焼鈍材の顕微鏡組織はほぼ一様なフェライトで粒内に層状パーライト組織はみられないので、球状化処理の効果がほとんど現われないのは当然のことであろう。Table 3 に球状化处理材の耐久限および耐久限の増加率を示したが、0.04%C鋼を除き増加率は炭素量の多い鋼の方

Table 3. Results of rotating beam fatigue tests for spheroidized specimens.

Carbon content (%)	Endurance limit (kg/mm²)	Increase in endurance limit (%)	α^*
0.04	27.5	87.5	—
0.37 ^(a)	30.0	23.5	1.23
0.59 ^(b)	33.4	22.8	1.23
0.59 ^(c)	34.1	26.4	1.25
0.59 ^(e)	32.2	18.4	1.18
0.80	33.3	34.3	1.35

(a) Water quenched (b) Air cooled

(c) Coarse carbide. * σ_w'/σ_w'

がわすかではあるが高くなっている。なお、同表中の α' については後述する。

3. 結果に対する考察

鋼を A_1 点直下まで加熱してもパーライトにはほとんど組織上の変化は起らない。しかし、約 $600\sim 700^\circ\text{C}$ では α 鉄に対する炭素および窒素の溶解度は常温におけるよりも大であるから ($0.025\%\text{C}$)、 A_1 点直下から急冷するとフェライト中には多量の炭素および窒素が過飽和に固溶した組織のものとなり、これが低温焼入による静的強度増加の原因であることは前報で述べた¹⁾。この考えによればフェライトの多い鋼、換言すれば炭素量の少ない鋼ほど低温焼入の効果はいちじるしいはずで、Table 2 のように高炭素鋼の強度がこの処理によってほとんど改善されず、また、Fig. 2 のように強度増加率が炭素量の増加に従って低下するのは当然である。

低温焼入によって静的強度が高くなるから、それに伴って疲労強度も高くなるが、Fig. 2 に示したように、疲労強度の増加率が静的強度のそれに比して非常に高いのは、フェライトそのものの強化に加うるに繰返荷重中に起る時効現象によるものと考えられる。繰返荷重中に至時効⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾が起れば疲労強度が高くなることは、coaxing effect⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾ その他によって認められている。

繰返荷重を受けると、疲労破壊に先行して試料には局部的に微視的な¹¹⁾¹²⁾じりが起っていることがわかって¹³⁾るので、繰返荷重のためにかなりの転位の移動が考えられる。常温では溶質原子の移動は高温におけるように容易ではないが、疲労試験中は応力が働いているので、常温で応力をかけずに放置するよりは時効現象¹⁴⁾はるかに促進される。しかも低温焼入によって多量の過飽和溶質原子を固溶しているフェライトは至時効¹⁵⁾が起りやすい状態にあるから、繰返荷重によって転位がいわゆる atomosphere¹⁶⁾ から引きだされ移動し始めても、ただちに炭素および窒素の原子がその周囲に新しい atomosphere を作り転位の移動を阻止してしまう。したがって、疲労強度は高くなると考えられる。疲労強度の改善に対する低温焼入の効果がフェライトの多い鋼ほどいちじるしく、また、この処理の効果が静的強度よりも疲労強度の改善に対して顕著であるのは以上のような原因によると思われる。

高炭素鋼ではフェライトの量が少ないのみならず、パーライトの切欠効果がいちじるしく、ことに層状パーライト組織ではフェライトの変形が炭化物によって拘束され、切欠効果は一層いちじるしくなり、そのために低温焼入の効果が顕著に現われないようになる。Fig. 4 (a), (b) および Fig. 5 に示したように、球状化処理によって炭素量の多い鋼の疲労強度が非常に高くなるのは、炭化物の切欠効果の低減によるものと考え

えられる。 $0.04\%\text{C}$ 極軟鋼のように顕微組織にほとんどパーライトがみられないものでは、Fig. 5 に示したように低温焼入材と球状化材とで疲れ強度がほとんど変わらないことは、以上の考えがほぼ正しいことを示す一つの事実である。

球状化材の耐久限 σ_{ws}' と焼鈍材の耐久限 σ_w' との比 $\alpha' = \sigma_{ws}' / \sigma_w'$ がかりに層状炭化物の形状係数を表わすものとするれば α' の値は Table 2 のようになり、実験の範囲内でその平均値は約 1.25 である。球状化材でも球状炭化物の近傍では応力集中は起るであろうが、その程度はわすかであり、炭化物の分布が均一でフェライトの変形もあまり拘束されないので、上に求めた α' は層状炭化物の形状係数にほぼ等しいと考えられる。したがって、層状パーライトでは公称応力のほぼ α' 倍に等しい実応力がフェライトに働いていると考えてよい。いま、球状および層状両組織において同じ実応力に対する寿命 (破断繰返数) を比較してみると、Table 4 が得られ、大体の傾向として寿命は層状組織の方が長いようである。

Table 4. Comparison of the endurance life between the lamellar and the spheroidal structures.

Carbon content (%)	Structure	True stress (kg/mm ²)					
		40	38	36	34	32	30
0.37	Lamellar pearlite	Endurance life 10 ⁶ cycle					
		0.75	1.5	3.3	7.6	16.0	∞^*
	Spheroidal carbide	0.30	0.70	1.5	4.0	12.0	∞
0.59	Lamellar pearlite	2.0	5.1	10.5	∞		
	Spheroidal carbide	1.0	2.8	8.0	∞		
0.80	Lamellar pearlite	1.1	2.3	4.4	9.0	∞	
	Spheroidal carbide	0.8	2.0	5.0	12.0	∞	

* The mark " ∞ " means that the specimen does not fracture.

鋼中の炭化物の形状如何にかかわらず、フェライトそのものの強度には変りがないはずであるから、繰返荷重によってフェライトに亀裂が発生する実応力は球状組織でも層状組織でも同じ値であると思われる¹⁷⁾。したがって、同じ実応力に対しては亀裂発生までの繰返数はほとんど同じ値である。ゆえに Table 4 の結果から亀裂発生後の寿命は層状組織の方が長いことになり、層状炭化物は亀裂の進展を阻止し、亀裂の拡大とか亀裂の連絡 (joining) に対しては球状組織よりも抵抗が大きいと考えてよからう。

以上の考察によって鋼の疲労強度はフェライトの強度および炭化物の形状にいちじるしく左右されるもので、球状化処理によって炭化物の切欠効果を低減させ、

Table 5. Variation of the endurance limit and the impact value by various heat treatments.

Carbon content (%)	Annealed		Spheroidized		LTQ	
	Endurance limit (kg/mm ²)	Impact value (kgm/cm ²)	Endurance limit (kg/mm ²)	Impact value (kgm/cm ²)	Endurance limit (kg/mm ²)	Impact value (kgm/cm ²)
0.04	15.5	20.5	27.5	22.0	27.5	20.0
0.37	24.3	4.9	30.5	23.8	29.8	8.8
0.59	27.2	2.1	33.4	11.2	29.9	2.1
0.80	24.8	1.2	33.3	8.2	—	—

低温焼入によってフェライトの強度を高めると疲労強度はいちじるしく高くなり、しかも同時に衝撃値も高くなる。Table 5 は各鋼の焼鈍材、低温焼入材および球状化材の耐久限および衝撃値を比較したもので、球状化材では炭素量のいかんにかかわらず耐久限はほとんど大差なく衝撃値は低炭素鋼ほど高い。したがって、ばね、車軸その他、強靱性を要求される機械部品に対しては高炭素鋼よりもむしろ中炭素、または低炭素鋼を球状化処理して使う方がはるかにすぐれているように思われる。また、前報で述べたように低温焼入および球状化処理は試料の仕上加工前に行っても加工後に行っても、その効果はほとんど変わらないので、高炭素鋼の焼入の場合のように加工後、熱処理を行うことによって起る変形とか脱炭のおそれがない。

4. 総括および結言

低温焼入および球状化処理による鋼の材質の変化について述べたが、おもなる結果を総括すれば、つぎのとおりである。

(1) 低温焼入により鋼の静的強度が高くなるが、これは多量の炭素および窒素がフェライトに固溶し、フェライトが強化されるためである。したがって、フェライトの多いもの、換言すれば炭素量の少ない鋼ほど低温焼入の効果はいちじるしい。

(2) 低温焼入により炭化物および窒化物がフェライト中に析出することが妨げられるので衝撃値もまた増加する。しかし衝撃値に対してはパーライトの切欠効果が顕著であるためか、球状化処理によっていちじるしく改善され、球状化処理による衝撃値の増加率は炭素量にほぼ比例して増加する。

(3) 鋼の疲労強度はフェライトの強度および炭化物の形状にいちじるしく左右され、炭化物を球状化せしめ、低温焼入によってフェライトを強化すると疲労強度はいちじるしく高くなり、その耐久限は炭素量にはほとんど関係しない。

(4) 低温焼入によって疲労強度が静的強度よりもよりいちじるしく増加するのは、繰返荷重中に起る歪時効によるものである。

以上のごとく低温焼入および球状化処理は鋼の疲労強度ならびに静的強度を高め、しかも靱性と延性をも高めうることにその特徴で、炭素量の低い鋼では単なる低温焼入により、また高炭素鋼は球状化後、低温焼入をすることによってその材質をいちじるしく改善することができる。

本研究に御懇篤なる御指導を賜りました大阪大学教授篠田軍治先生に厚くお礼申し上げます。また、試料を提供下された川崎製鉄兵庫工場の菅野薫、作田裕宣両氏に謝意を表します。

なお、研究費の一部は文部省科学研究費より支弁した。

注：—

- 1) 桜井, 川崎, 材料試験, p. 531, 5 (1956)
- 2) Hugh Muir, B.L. Averbach and Morris Cohen, Trans, ASM, p. 380, 47 (1955)
- 3) Allen, Rees, Hopkins and Tipler, J. Iron and Steel Inst., p. 108, 174 (1953)
- 4) 三島, 合金学(上), 共立社 (1954)
- 5) P.L. Teed, Fatigue and Fracture of Metals, p. 252, Wiley. (1950)
- 6) T. Broom, J.H. Molineux and V.N. Whittaker, J. Inst. of Metals, p. 357, 84 (1955-56)
- 7) Metals Hand Book, ASM. (1948)
- 8) G.M. Sinclair, Proc. ASTM, p. 743, 52 (1952)
- 9) H.F. Frankel and J.A. Bennett, Proc. ASTM, p. 891, 55 (1955)
- 10) J.C. Levey and G.M. Sinclair, Proc. ASTM, p. 866, 55 (1955)
- 11) H.J. Gough, The Fatigue of Metals, London (1924)
- 12) M.S. Hunter and W.G. Fricke Jr, Proc. ASTM, p. 717, 54 (1954)
- 13) N.F. Mott, J. Phys. Soc., Japan, p. 650, 10 (1955)
- 14) 桜井, 川崎, 泉, 日本金属学会誌, p. 492, 301, 20 (1956)
- 15) A.H. Cottrell and G.M. Leak, J. Iron and Steel Inst., p. 301, 172 (1952)
- 16) A.H. Cottrell, Rep. of Conference on Strength of Solid, p. 30 (1948)
- 17) G.E. Dieter, R.F. Mehl and G.T. Horne, Trans, ASM, p. 423, 47 (1955)