

Fig. 11. Relation between kinetic energy of shot and its dent size.

ング密度を例えば 5~50 dents/mm² に選べば 85~90 kg/mm²の疲労限が期待できる。

V. 総括

以上、曲率半径 0.42mm のほぼ完全なる球面を有する W-C 製ショットのモデルを用い、6mm 厚 Ni-Cr-Mo 鋼研磨試片に対し規則正しくピーニングしたものを繰返し曲げ疲労試験に供した結果次のことが判明した。

1) 打撃力が過大になる結果としてピーニングによる凹痕が大きくなり過ぎると疲労強度は反って減少する。

2) ピーニングによる凹痕の数、いかえるとピーニング密度がある限度以上になると疲労強度は却って減少し、この限界は凹痕の径が小さい場合は大で、また凹痕の径が大きい場合は小である。

3) 凹痕の径が比較的小で、ピーニング密度が大なる場合に最良の結果が期待できる。

4) 上記の 1) と 2) とはともにいわゆる over-peening と考えられる。(昭和 33 年 10 月寄稿)

文献

- 1) 広瀬正吉: ショットピーニング (昭30) 144
- 2) H. O. Fuchs & E. R. Hutchinson: Machine Design (1958) Feb. 6, 116
- 3) 内山道良・上正原和典: 鉄と鋼, 44 (昭33) 2, 65
- 4) 内山道良: 日本プラスト協会誌 (昭28)
あるいは日本鉄鋼協会編: 鋼の熱処理—基礎と作業標準 (昭32) 130
広瀬正吉: ショットピーニング (昭30) 40
- 5) 大野 明・宮川信男: 材料試験, 6 (昭32) 40, 23
- 6) 上正原和典: 三菱鋼材研究報告, 第 52 号(昭27) 5
- 7) 中川有三・奥田 聰・松居国夫: 日本機械学会論文集, 20 (昭29) 91, 129
- 8) 内山道良・上正原和典: 鉄と鋼, 41 (昭30) 10, 21

高炭素鋼の黒鉛化におよぼす Al および N の影響について (その1)*

(高炭素鋼の黒鉛化に関する研究—II)

山中直道**・日下邦男***

Effect of Aluminum and Nitrogen on the Graphitization of High-Carbon Steel (Part-1)

(Study on the graphitization of high-carbon steel—II)

Naomichi Yamanaka, Dr. Eng. and Kunio Kusaka

Synopsis:

The authors studied on the effect of aluminum and nitrogen on the graphitization of fine high-carbon steel. Results obtained were as follows:

(1) The presence of acid soluble aluminum had a promoting effect on graphitization.

* 昭和 32 年 4 月, 本会講演大会にて講演 ** 特殊製鋼株式会社, 工博 *** 同, 研究所

When the high carbon steel were made from electrolytic iron, the graphitization at 650°C after water quenching from 870°C were very markedly accelerated as the acid-soluble aluminum increased up to 0.04%, and the graphitization after cold drawing from 10φ to 8φ were also accelerated as the acid-soluble aluminum increased up to 0.06%.

(2) The nitrogen in solution calculated from total nitrogen, total aluminum, and solubility product for ALN inhibited the breakdown of cementite to graphite after water-quenching from 870°C.

(3) High-carbon steel made from electrolytic iron had a reduced tendency to graphitization at 650°C after air-cooling from 870°C and furnace-cooling from 770°C compared with after water quenching, but this rate of graphitization increased with acid-soluble aluminum up to 0.08%.

(4) The carbide stable rim was noted when austenitizing was carried out in NaCN-BaCl₂ salt, and the rim thickness increased with austenitizing time.

(5) Nitrogen dissolved in aluminum-killed high-carbon steel inhibited graphitization after water-quenching, but nitrogen over 0.03% did not produce inhibiting effect on graphitization after cold drawing.

I. 緒 言

炭素鋼のセメントイトは共析温度以下においても不安定であり分解して黒鉛を生ずることがあり普通この黒鉛化速度は非常に遅いが Al で脱酸した鋼においてはセメントイトの黒鉛化がかなり速いことが知られており、これに関して二、三の報告^{1)~3)}があるが主としてマルテンサイト状態にしたものの黒鉛化現象についてのものである。著者らは電解鉄および砂鉄系原料を使用して1%炭素鋼を熔製し、Al と N₂ を種々に変化せしめた試料を水冷してマルテンサイト状態にし、また冷間引抜加工を施したのについて実験を行い黒鉛化におよぼす Al および N₂ の影響について調査した。

II. 実験結果

(1) Al 添加の影響

脱酸剤としての Al 添加の影響をみる実験においては熔解原料を電解鉄、砂鉄系原料、スクラップの三通りとし三者の比較を行うことによつて同時に不純物の影響をもみた。電解鉄を用いる場合には Ni, Cr, Cu, Sn などの不純物はほとんど痕跡の最も純粋なる高炭素鋼が得られた。砂鉄系原料は工業的に高級炭素鋼を製造する際に使用するもので Ni, Cr, Cu などの不純物もごく少量であり Sn も 0.004% 前後である。

(i) 電解鉄を原料とせる場合

電解鉄を原料とし加炭剤として低磷灰銑および黒鉛を使用し Si, Mn で脱酸し最後に Al 添加を行った。電解鉄は 700°C に加熱して脱水素処理を行つてのち使用し、35KVA 高周波誘導炉で 7 kg 鋼塊を熔製し 13φ に圧延した。

(a) マルテンサイト状態の黒鉛化

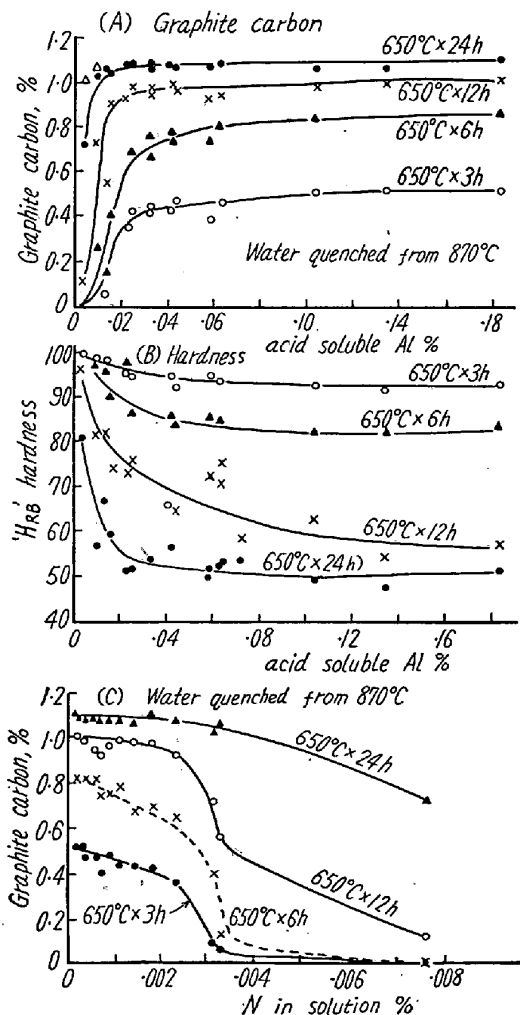


Fig. 1. Effect of Al (A, B) and nitrogen in solution (C) on the graphitization of fine high-carbon steel made from electrolytic iron. Heated at 650°C after water quenching.

Fig. 1 (A), (B) は 870°C 水冷後鑄鉄削粉中にて 3~24 h 加熱した場合の硬度および黒鉛析出量と可溶 Al

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)												Austenitizing, 870°C			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sn	sol. Al	insol. Al	Σ Al	Σ N ₂	N _c *	Alc *	N in solution *
GS-8	1.10	.28	.39	.010	.012	tr	tr	tr	tr	.004	.0008	.0048	.0076	.00002	.00004	.0076
-15	1.07	.25	.38	.010	.010	//	tr	//	//	.010	.004	.014	.0055	.0024	.0046	.0031
-6	1.05	.28	.41	.010	.012	//	.01	//	//	.014	.012	.026	.0076	.0034	.0067	.0032
-18	1.07	.26	.43	.010	.012	//	tr	//	//	.023	.009	.032	.0074	.0051	.0098	.0023
-23	1.08	.23	.42	.009	.011	//	//	//	//	.025	.004	.029	.0068	.0050	.0097	.0018
-7	1.16	.35	.43	.010	.010	//	//	//	//	.030	.012	.042	.0080	.0063	.0121	.0017
-24	1.08	.28	.42	.008	.010	//	//	//	//	.033	.004	.037	.0069	.0055	.0117	.0014
-20	1.07	.37	.41	.009	.011	//	//	//	//	.042	.009	.051	.0084	.0073	.0141	.0011
-11	1.06	.27	.40	.009	.010	//	//	//	//	.044	.011	.055	.0062	.0053	.0103	.0009
-25	1.06	.25	.43	.008	.011	//	//	//	//	.059	.002	.061	.0063	.0056	.0108	.0007
-19	1.11	.30	.41	.014	.013	//	//	//	//	.063	.006	.069	.0076	.0069	.0135	.00061
-10	1.06	.32	.42	.010	.011	//	//	//	//	.092	.011	.103	.0054	.0050	.0097	.0004
-12	1.07	.28	.41	.009	.013	//	//	//	//	.104	.006	.110	.0061	.0057	.0111	.0004
-13	1.06	.25	.39	.009	.011	//	//	//	//	.134	.006	.140	.0053	.0050	.0097	.0003
-21	1.09	.28	.41	.009	.011	//	//	//	//	.183	.006	.189	.0076	.0074	.0143	.0002

* calculated

の関係を示したものである。可溶 Al の低いものは黒鉛化速度は遅いが可溶 Al の増加につれて急速に黒鉛炭素量が多くなり可溶 Al 0.04% 以上ではほぼ一定となる。しかし Table 1 と Fig. 1 の比較によつてわかるごとく不溶 Al と黒鉛析出量との間には一定の関係は認められない。つぎに鋼中に存在する窒素(N_T)は一部が AlN として結合されており、この結合窒素を N_c とすると N_T-N_c が固溶窒素の量となる。この AlN は熱処理によつて変化し、800~1300°C の γ 域においては $\text{AlN} \rightleftharpoons \text{Al} + \text{N}$, $\log K_S = -7400/T + 1.95$ ($K_S = [\text{Al}\%][\text{N}\%]$) なる関係があることが Darken, Smith, Filer⁴⁾ により示されている、 K_S はオーステナイト化温度に対して

計算され、870°C においては $K_S = 3.0 \times 10^{-5}$ である。以上の関係により Table 1 に示される鋼について 870°C より水冷した場合の固溶窒素を求め、これと黒鉛炭素量との関係を示したのが Fig. 1 (C) であり、固溶窒素の増加により黒鉛化がいちじるしく阻止されることがわかる。

(b) 冷間引抜後の黒鉛化

770°C にて球状化焼鈍を行つたのち 10 ϕ × 300 試片を加工し一端を 7 ϕ に旋削してネジを切り、これをダイスを通してアムスラー引張試験機にて引抜加工を行つた。1回の引抜加工度を約3%として途中焼鈍を行わず 9 ϕ 、8 ϕ および 7 ϕ に引抜き、鑄鉄削粉中にて 650°C

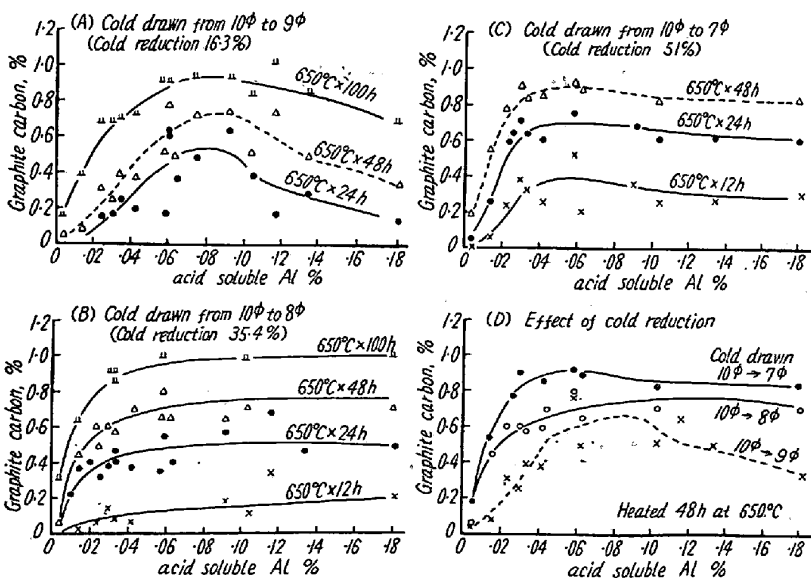


Fig. 2. Effect of acid soluble Al on the graphitization of pure high carbon steel made from electrolytic iron after cold reduction, heated at 650°C.

で 100 h までの加熱を行い黒鉛析出量を分析により求めた。Fig. 2 はこの結果を示すもので図 (A) は 9 ϕ に引抜加工 (加工度 16.3%) を行つた場合にして可溶 Al の増加につれて急激に黒鉛化が速くなり、可溶 Al が 0.08% にて黒鉛炭素量は最高となりそれ以上可溶 Al が増加した場合には却つて黒鉛炭素量は減少する。また加熱時間が長くなるほど黒鉛化が促進される。図 (B) は 8 ϕ に引抜加工 (加工度 35.4%) した場合であつてこの場合には可溶 Al が 0.06% までは黒鉛析出量は急激に多くなるが Al がこれ以上になるとほぼ一定となる。図 (D) は 650°C × 48h 加熱後の黒鉛炭素量におよぼす冷間加工度と可溶 Al との関係を示すもので可溶 Al 0.06% まで可溶 Al の増加とともに黒鉛化が促進され加工度の大きいほどこの傾向は顕著にあ

らわれる。

(C) 炉冷および空冷後の黒鉛化について

770°C × 4 h 炉冷して球状化したものおよび 870°C × 30mn 空冷せるものを 650°C に 300 h まで長時間加熱を行って黒鉛炭素量を分析により求め可溶 Al との関係を探した。Fig. 3(A) は 870°C より空冷した試片を 650°C で加熱したものの結果であつて電解鉄を原料とした場合のごとく不純物のほとんど含有されない純粋な高炭素鋼にあつては黒鉛化が容易に進行し可溶 Al の増加につれて黒鉛化がいちじるしく促進されるが可溶 Al が

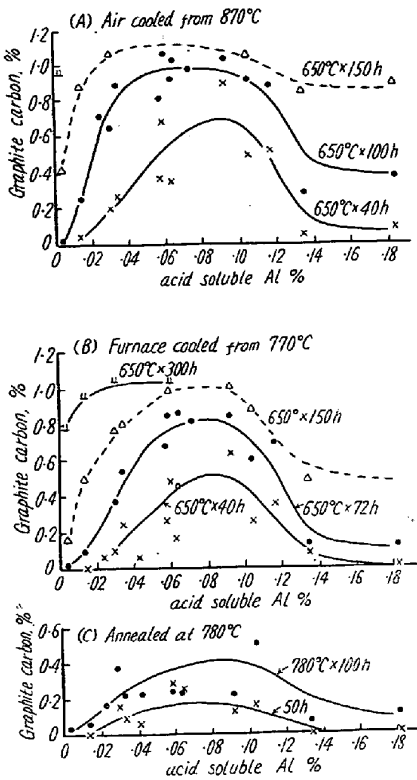


Fig. 3. Effect of Al on the graphitization of fine high-carbon steel heated at 650°C after furnace cooling from 770°C (A) and air cooling from 870°C (B). C: Effect of Al on the graphitization after annealing at 780°C.

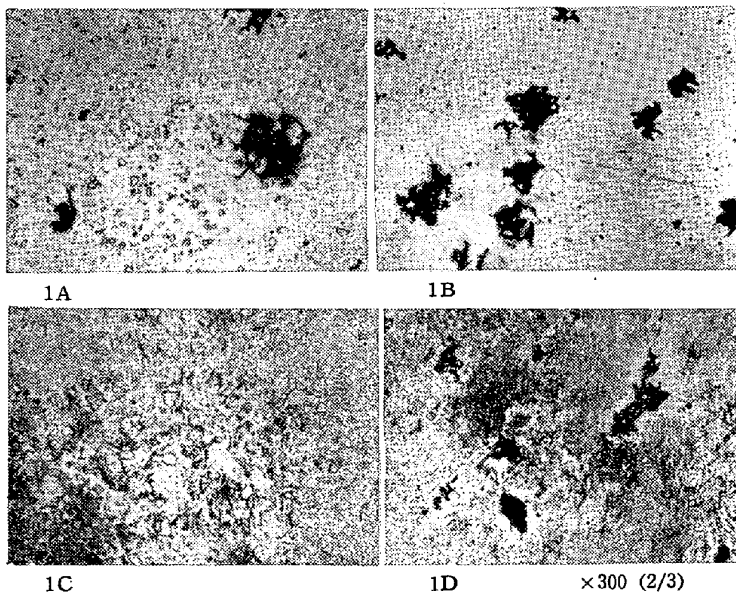
0.08%以上になると却つて黒鉛化は遅くなる。(B)は球状化焼鈍後の場合でやはり同様の傾向を示す。以上はすべて変態点直下に加熱した場合の黒鉛化の様相をしらべたものであるが変態点以上球状化焼鈍温度に長時間保持した場合、析出する黒鉛炭素量と可溶 Al の関係を示したものが図 (C) であり、可溶 Al 0.08% で黒鉛析出量は最高となる。Photo. 1 は黒鉛化組織の一例を示すものである。

(ii) スクラップを原料とせる場合

つぎにスクラップを原料として熔製した炭素鋼を再溶解してこれに Al 添加を行い Table 2 に示すごとき試料を作成して 13φ に圧延し球状化焼鈍を施して、870°C より水冷したものおよび 10φ → 8φ に冷間引拔を行つたものを 650°C に 150 h まで加熱して黒鉛析出量を調査した。Fig. 4 (A) は 870°C 水冷後の黒鉛化の様相を示すものであり電解鉄を原料として不純物をほとんど含有しない場合にくらべると黒鉛化は非常におそく可溶 Al 0.014% の場合には 150 h 加熱後においても黒鉛の析出は皆無である。図 (B) は 10φ → 8φ 引抜後の結果であつて 650°C で 100 h まで加熱した場合の硬度変化を示す。比較のために電解鉄を原料として可溶 Al 0.033% を含有する GS-24 の硬度変化を示したがスクラップを原料とした場合には 650°C × 100 h 加熱によつても硬度低下は少なく可溶 Al 0.16% を含む GS-83 においても黒鉛析出は皆無であつた。すなわち引抜加工を行つた場合には Cr, Sn の黒鉛化阻止効果が非常に大であるために 100 h 程度の加熱においては可溶 Al の影響があらわれて来ないものと考えられる。

(iii) 砂鉄系原料使用の場合

工業的に純粋なる鋼を製造するには普通砂鉄を原料としてつくられたベースメタルを使用する。分析成分の一例を示せば C 0.61, Si tr, Mn 0.02, Ni tr, Cr 0.01, Cu 0.01, Sn 0.003% である。熔解に際してはこのベースメタルの 100 kg 鋼塊を 10φ 前後に圧延したのちこれを切断して使用した。供試材化学成分は Table 2 に示す。Fig. 4 (C) (D) は 650°C に 150 h まで加熱した場合の黒鉛炭素量と可溶 Al の関係を示したもので、まず 870°C 水冷の場合可溶 Al の低いものは長時間加熱しても黒鉛析出量は少ないが可溶 Al の増加につれて急激に黒鉛炭素量が増加する。冷間引抜後の場合では可溶 Al の少ないものでも 650°C × 100 h 加熱で 0.2% 前後の黒鉛炭素量を析出する。砂鉄系原料を用いた場合を電解鉄を原料とした場合にくらべると黒鉛



1A GS-8 steel, heated 300h at 650°C after air cooling from 870°C
 1B GS-7 steel, heated 300h at 650°C after air cooling from 870°C
 1C GS-8 steel, heated 100h at 780°C and furnace cooled
 1D GS-12 steel, heated 100h at 780°C and furnace cooled

Photo. 1. Microstructures.

Table 2. Chemical compositions of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sn	sol. Al	insol Al	Σ Al	Σ N ₂
GS-84	1.12	.30	.44	.016	.014	.07	.05	.16	.031	.014	.004	.018	.015
-85	1.10	.32	.49	.015	.013	.09	.03	.16	.032	.038	.006	.044	.017
-86	1.11	.30	.46	.017	.013	.09	.03	.15	.030	.047	.009	.056	.018
-87	1.12	.30	.48	.016	.013	.04	.05	.17	.031	.064	.002	.066	.015
-83	1.13	.28	.43	.014	.012	.08	.05	.18	.031	.163	.004	.167	.014
GS-121	.98	.32	.36	.007	.016	tr	.02	tr	.003	.006	.003	.009	.025
-156	1.04	.26	.47	.012	.011	//	tr	//	.003	.007	.003	.010	.024
-172	.98	.30	.46	.010	.010	//	.02	//	.004	.011	.004	.015	.028
-99	1.19	.30	.46	.008	.017	//	.02	//	.003	.016	.003	.019	.026
-196	1.02	.24	.44	.009	.011	//	.02	//	.003	.021	.006	.027	.021
-90	.99	.28	.46	.009	.019	//	.02	0.1	.005	.027	.002	.029	.023
-98	1.01	.30	.48	.006	.018	//	.01	0.1	.004	.045	.002	.047	
-130	1.06	.24	.44	.008	.019	//	tr	0.1	.004	.054	.003	.057	
-100	1.07	.30	.47	.007	.017	//	.02	0.1	.005	.076	.005	.081	.025

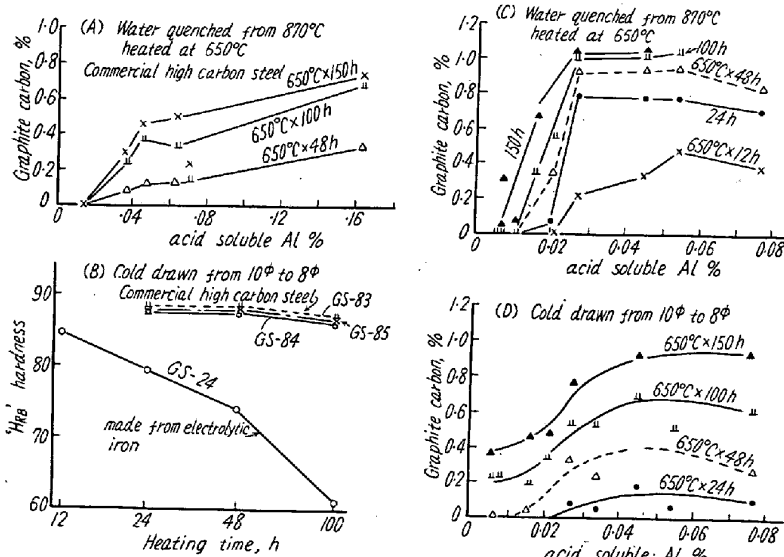


Fig. 4. Effect of Al on the graphitization of commercial high-carbon steel (A, B) and fine high-carbon steel made from sand iron. (C, D).

化速度はかなりおそいがこれは微量ながら混入される Sn の影響と溶解条件によつて窒素量がかなり高くなつてゐることに基因するものと考えられる。

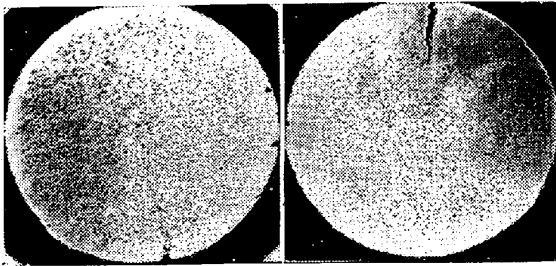
(2) 窒素の影響

Smith ら⁵⁾は水焼入後 650°C に 10 日間加熱して黒鉛化試験を行つた際にオーステナイト化温度を高目にした場合空気中および窒素中にて加熱したものは表層に炭化物の安定なるリムを生じ内部の方は炭化物が分解して黒鉛を生ずることを認めた。彼らはこのリムの厚みが加熱時間の平方根に比例しかつ加熱をヘリウムガス中に行つた場合には生じないことから空気中または雰囲気中から窒素が鋼中に拡散侵入しこの窒素が黒鉛化を妨害することを示した。著者らの実験においても鑄鉄削粉の被

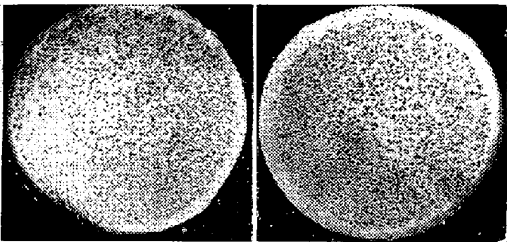
覆下ならびに空気中で加熱温度を 870, 950, 1050°C と変化させて水冷し 650°C x 100 h 加熱後の黒鉛化をみた際加熱温度の上昇につれてセメントの安定なるリムが厚くなることを認めた。空気中加熱の場合は表層はかなり脱炭するが鑄鉄削粉被覆の場合には脱炭はほとんどなく組織調査によつてもこのリム部分のセメントは安定で分解しないことを確認した。

Photo. 2A, 2B は 950°C および 1050°C x 30 mn 水冷したもので加熱温度の高い方がリムの厚みも大である。870°C 水冷のものにはリムは認められなかつた。さらにまた窒素の侵入による影響をたしかめるために NaCN 36%, BaCl₂ 52% を主成分とする液体滲炭剤 (LC-5) 中で 11φ に加工した試片を 870°C に 2 h, および 4 h 加熱して水冷し 650°C x 100 h 加熱を行つてマクロ組織を調査したが, Photo. 2C, 2D に

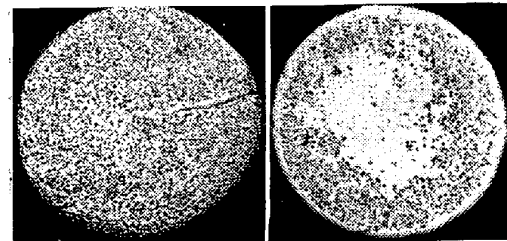
示すごとく内部には黒鉛析出がいちじるしいが表層には炭化物の安定なるリムが認められる。GS-273 についてこの液滲炭剤中にて 2 h 加熱後空冷した試片について窒素分析を行つた結果、表面より 0.5 mm 深さまでの Σ N₂ は 0.059%, 0.5 mm より 1 mm まで Σ N₂ は 0.026% であり表層にはかなり多くの窒素が拡散侵入することが確認された。つぎに Photo. 2E は鑄鉄削粉中にて 870°C x 2 h 加熱後水冷したもので炭化物安定リムは認められない。2F は木炭中で 870°C x 2 h 加熱した場合で、リムが認められたが、これは発生する NH₃ によるものと考えられる。これによつて窒素が黒鉛化を阻止する効果が明瞭であるので著者らは砂鉄系原料を用いて溶解条件をしゆじゆうに変化させ、また窒化マンガン、青酸ソ



2 A 2 B



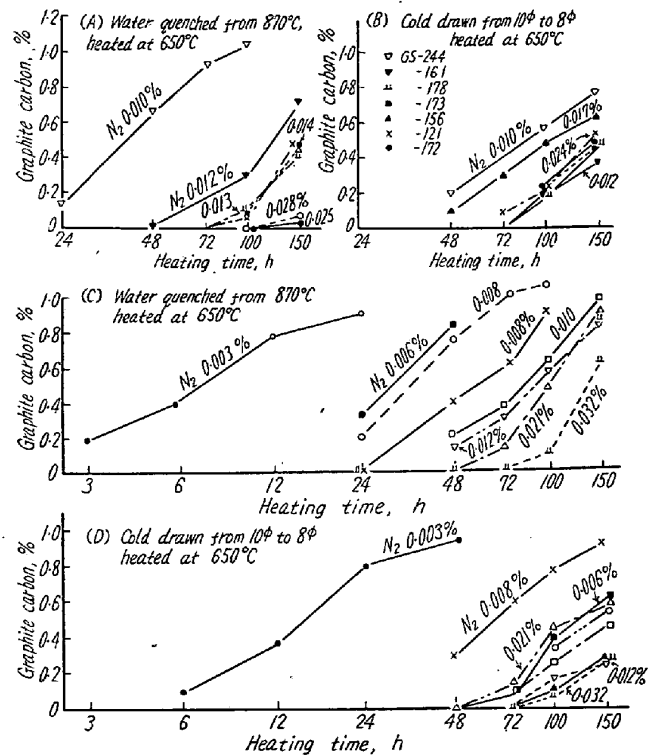
2 C 2 D



2 E 2 F ×4 (2/3)

- 2A: GS-211 steel, austenitized 1/2 hours at 950°C in cast iron chips
 - 2B: GS-211 steel, austenitized 1/2 hours at 1050°C in cast iron chips
 - 2C: GS-273 steel, austenitized 2h at 870°C in NaCN-BaCl₂ salt
 - 2D: GS-273 steel, austenitized 4h at 870°C in NaCN-BaCl₂ salt
 - 2E: GS-273 steel, austenitized 2h at 870°C in cast iron chips
 - 2F: GS-273 steel, austenitized 2h at 870°C in charcoal
- Photo. 2. Macrosections of steel heated 100 hours at 650°C after water quenching.

一ダ、赤血塩などによつて窒素添加を行つて試料をつくり黒鉛化におよぼす影響を調査した。供試材は Table 3 に示すもので可溶 Al が 0.01% 以下のものと 0.015% 前後のものとの二つにわけて実験を行つた。Fig. 5 (A) (B) は加熱時間と黒鉛析出量の関係を Fig. 6 (A), (B) は ΣN_2 と黒鉛炭素の関係を示すものである。870°C 水冷の場合には ΣN_2 の増加につれて急速に黒鉛化が阻止されるがこれに対して 10φ→8φ冷間引抜の場合には窒素の低いものは黒鉛化速度はかなり速いが ΣN_2 が 0.012% 以上になると窒素による影響はほとんど認められぬ。つぎに可溶 Al 0.015% 前後の場合のものについて同様の実験を行つた。供試材は Table 3 下段に示すときも Fig. 5 (C), (D) および Fig. 6 (C), (D) にその結果を示す。この中 GS-254 は 5



A and B acid soluble Al: Less than 0.01%
C and D acid soluble Al: 0.014~0.019%

Fig. 5. Effect of total nitrogen on the graphitization of high-carbon steel.

kg の真空熔解炉によつて真空熔解を行つたものであり窒素量は 0.003% に低下した。かくのごとき低窒素のものは 870°C 水冷後はもちろんのこと 10φ→8φ冷間引抜後の黒鉛化速度もかなり大である。マルテンサイト状態のものは窒素量の増加につれて黒鉛化速度はおそくなるが同一窒素量でも可溶 Al 0.015% のものは可溶 Al 0.01% 以下の場合に比較すると黒鉛炭素はかなり多い。冷間引抜を行つたものでは窒素量が 0.010% 以上になると窒素量による影響はほとんど認められぬ。

III. 結 言

以上 1% 炭素鋼の黒鉛化におよぼす Al および窒素の影響について実験を行つたがその結果を要約すればつぎのごとくなる。

- (1) 電解鉄を原料として熔製した試料についてマルテンサイト状態のものを 650°C に加熱し黒鉛化におよぼす Al の影響をみたが可溶 Al の増加とともに黒鉛化は急速に促進され可溶 Al が 0.04% 以上ではほぼ一定となる。不溶 Al は黒鉛化には関係がない。また 870°C より水冷した場合の黒鉛化は固溶窒素量と関係があり、固溶窒素の増加につれて黒鉛化が阻止されることが判明した。

Table 3. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sn	sol. Al	insol Al	Σ Al	Σ N ₂
G S-244	1.09	.26	.45	.014	.013	tr	tr	.01	.003	.004	.002	.006	.010
-161	1.01	.21	.44	.009	.012	//	.01	tr	.003	.002	.001	.003	.012
-178	1.01	.31	.43	.010	.012	//	.02	//	.004	.010	.002	.012	.013
-179	.96	.32	.43	.011	.013	//	.02	//	.003	.008	.002	.010	.014
-173	.98	.28	.43	.011	.014	.01	.02	//	.004	.010	.003	.013	.017
-156	1.04	.26	.47	.012	.011	tr	tr	//	.003	.007	.003	.010	.024
-121	.98	.32	.36	.007	.016	//	.02	//	.003	.006	.003	.009	.025
-172	.98	.30	.46	.010	.010	//	.02	//	.004	.011	.004	.015	.028
G S-254	.93	.23	.23	.010	.013	tr	.02	tr	.003	.014	.001	.015	.003
-229	.97	.28	.44	.010	.015	//	tr	//	.004	.016	.003	.019	.006
-252	1.06	.25	.44	.012	.015	//	.02	//	.004	.012	.002	.014	.008
-256	.91	.26	.19	.012	.014	//	.01	//	.004	.016	.002	.018	.008
-231	1.02	.29	.46	.011	.013	//	tr	//	.003	.017	.002	.019	.010
-213	.96	.32	.54	.008	.013	//	tr	.02	.005	.015	.003	.018	.012
-158	1.06	.24	.47	.011	.012	//	.01	tr	.003	.016	.001	.017	.021
-103	1.01	.27	.46	.009	.018	//	.02	//	.004	.019	.004	.023	.032
-211	1.00	.29	.48	.011	.013	tr	.02	.02	W0.14	.009	.002	.011	.012
-273	1.00	.27	.45	.010	.012	//	.02	.04	.004	.006	.002	.008	.014

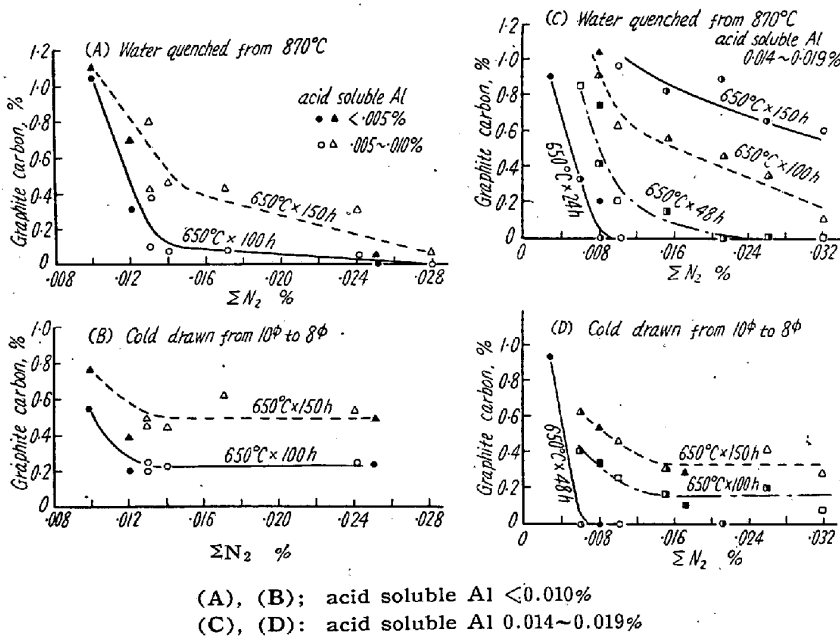


Fig. 6. Effect of total nitrogen on the graphitization of high-carbon steel.

(2) 冷間引抜後の黒鉛化も可溶 Al の多くなるにつれて可溶 Al 0.06% までは急激に黒鉛化が促進され、可溶 Al が 0.06% 以上になるとほぼ一定となるが引抜加工度の小さい場合には黒鉛化速度はややおそくなる。

(3) 焼鈍および焼準したものも電解鉄を原料とした場合のごとく純粋な炭素鋼の場合には 650°C の加熱によつて比較的容易に黒鉛化を生じ可溶 Al 0.08% までは可溶 Al の増加につれて急激に黒鉛化が進行し可溶 Al が 0.08% 以上になると黒鉛化速度はかえつておそ

くなる。

(4) 電解鉄を原料としたものについて変態点以上 780°C に長時間加熱した場合には黒鉛化を示しこの場合にも可溶 Al の増加につれて黒鉛析出は多くなるが可溶 Al が 0.08% 以上になるとややおそくなる。

(5) 以上は電解鉄を原料とした場合であるがスクラップを原料として熔製した炭素鋼を再溶解してこれに Al 添加を行つて黒鉛化試験を行つた。この場合には不純物の影響で黒鉛化はいちじるしくおそくなるが、やはり可溶 Al の多くなるにつれて黒鉛化が促進される。

(6) 鑄鉄削粉中でオーステナイト化加熱温度をたかめて水冷し 650°C で加熱後断面の黒鉛化をみると表層にはセメントタイトの安定なるリムが発生する。また

870°C に加熱した液体滲炭窒化剤中でオーステナイト化して水冷し 650°C に加熱するとやはり表層に炭化物の安定なるリムを生じ加熱時間の長いものほどリムの厚さが大となる。

このリム部分の窒素は内部よりもいちじるしく高くなつておりこの窒素が黒鉛化を阻止するものと考えられる。

(7) 砂鉄系原料を用い窒素量を種々に変化せしめて試料をつくり窒素の影響をみたが、870°C 水冷後の黒鉛

化は窒素量の増加につれていちじるしく阻止されるが、冷間引抜後の黒鉛化は窒素による阻止効果がほとんど認められぬ。これは冷間加工による加工歪によつて窒素の溶解度が減少し 650°C までの加熱の途中において窒素が窒化物として析出し有効窒素量が減少し黒鉛化阻止効果があらわれないものと考えられる。

終りに本研究の発表を許可された石原工場長に敬意を表するとともに実験の一部を担当された外岡耀係員に謝意を表します。(昭和 33 年 8 月寄稿)

文 献

1) Austin & Fetzer T. ASM. Vol. 29 (1941),

p. 339

2) Dennis: J. of Iron & Steel Inst. Vol. 171 (1952) p. 59~63

3) E. J. Dulis & G. V. Smith: T. ASM, Vol. 46 (1954) p. 1318

4) Darken, Smith, Filer: J. of Metals Vol. 3 (1951) Dec. p. 1174~1179

5) G. V. Smith, MacMillan, Dulis T. ASM Vol. 43 (1951) p. 692~717

6) 吉崎・安藤: 鉄と鋼, Vol. 39 (1953) p. 334~336, p. 815~6

13 Cr 不銹鋼の熱処理における加熱速度の影響*

(熱処理における加熱速度の影響—II)

作 井 誠 太**・森

勉***・山 本 千 秋†

Effect of Heating Rate on Properties of Heat-Treated 13% Cr Stainless Steel

(Effect of heating rate in heat-treatment—II)

Seita Sakui, Dr. Eng., Tsutomu Mori, and Chiaki Yamamoto

Synopsis:

The effect of heating rate on heat treatment of 13% Cr stainless steel was studied by applying two kinds of heating rates, 3000°C/s and 10°C/mn.

The recrystallization temperature in rapid heating was higher by about 100°C than in slow heating. The grain size immediately after recrystallization was smaller in rapid heating than in slow heating. X-ray photographs, which was taken at the recrystallized specimens, showed that the rapidly heated specimen had a more random directionality than the slowly heated specimen.

A₁ transformation occurred at about 900°C in slow heating and at about 950°C in rapid heating. Martensite, which was formed by quenching from the temperature higher than A₁ point, was finer in rapidly heated specimen, than in slowly heated specimens.

I. 緒 言

前報¹⁾において、18/8 不銹鋼の焼鈍に際して、熱処理後の性質におよぼす加熱速度の影響を述べた。今回は 13 Cr 鋼薄板を対象とし、再結晶温度、再結晶粒度、再結晶後の板の方向性および、A₁ 変態、マルテンサイト発生の様相に対する加熱速度の影響を報告する。

II. 試料および実験方法

試料は Table 1 のような組成を有し、加工度は圧下率で 10%、30%、50%、70% の 4 種類を用いた。なお

Table 1. Chemical composition of the specimen (%)

C	Si	Mn	Ni	Cr
0.086	0.71	0.48	0.06	15.24

厚さは全て 0.30 mm である。この組成の 13 Cr 鋼は Cr 含量の高いことから、A₁ 変態によつて、 r_1 相とな

* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表

** 東京工業大学教授、工博

*** 東京工業大学

† 神奈川工業試験所